

VŠB – Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní
Katedra mechanické technologie

**Vliv tepelného zpracování na vlastnosti svarového spoje oceli P92,
svařeného metodou 111**

**Influence of Heat Treatment on Properties of P92 Welded Joint,
Made by Method 111**

Student: Martin Vrážel
Vedoucí bakalářské práce: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2014

Zadání bakalářské práce

Student: **Martin Vrážel**
Studijní program: B2341 Strojírenství
Studijní obor: 2303R002 Strojírenská technologie
Téma: **Vliv tepelného zpracování na vlastnosti svarového spoje oceli P92, svařeného metodou 111**
Influence of Heat Treatment on Properties of P92 Welded Joint, Made by Method 111

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii týkající se problematiky feritických žárovečných ocelí se zaměřením na ocel P92.
2. Popište metodu svařování 111.
3. Proveďte zkušební svarové spoje metodou 111 (kořen metodou 141).
4. Proveďte tepelné zpracování zkušebních svarových spojů.
5. Proveďte destruktivní a nedestruktivní zkoušky svarových spojů.
6. Vyhodnoťte dosažené výsledky provedených zkoušek a vyslovte závěry.

Seznam doporučené odborné literatury:

Kolektiv autorů: *Materiály a jejich svařitelnost*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů, ZEROSS Ostrava, leden 2001
Kolektiv autorů. *Technologie svařování a zařízení*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů. Ostrava: ZEROSS, 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0
KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO, Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6
Odborné články z konferencí METAL, CREEP, COST, LIEGE Conference, aj.

Formální náležitosti a rozsah bakalářské práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

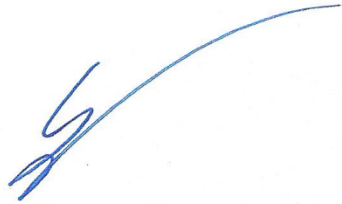
Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 13.12.2013

Datum odevzdání: 19.05.2014




Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
vedoucí katedry


doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího bakalářské práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě: 19. 5. 2014



.....
podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo.
- беру на вѣдомі, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou (bakalářskou) práci užít (§ 35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že bakalářská práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího bakalářské práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на вѣдомі, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě: 19. 5. 2014



.....
podpis

Jméno a příjmení autora práce: Martin Vrážel

Adresa trvalého pobytu autora práce: Nový Hrozenkov 704, 756 04

ANOTACE BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

VRÁŽEL, M. *Vliv tepelného zpracování na vlastnosti svarového spoje oceli P92, svařeného metodou 111: bakalářská práce.* Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2014, 57 s. Vedoucí práce: Mohyla, P.

Bakalářská práce se skládá ze dvou částí. První část se zabývá problematikou feritických žárupevných ocelí se zaměřením na ocel P92. Tyto martenzitické ocele se používají k výrobě nejnamáhanějších částí v elektrárnách s ultra-super-kritickými parametry páry. U těchto ocelí jsou popsány mechanické, chemické, fyzikální vlastnosti, mikrostruktura a svařitelnost. Dále je uvedena metoda svařování 111 použitá v experimentu. V experimentální části je popsáno svaření zkušebních desek a jejich tepelné zpracování. Zkušební svarové spoje byly podrobeny destruktivním a nedestruktivním zkouškám. Závěr práce obsahuje vyhodnocení získaných výsledků z destruktivních a nedestruktivních zkoušek svarových spojů po rozdílném tepelném zpracování.

ANNOTATION OF BACHELOR THESIS

VRÁŽEL, M. *Influence of Heat Treatment on Properties of P92 Welded Joint, Made by Method 111: Bachelor Thesis.* Ostrava: VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2014, 57 p. Thesis head: Mohyla, P.

Bachelor thesis consists of two parts. The first part describes creep resistant steels, mostly steel P92. These martensitic steels are used to production the most tired components in the power plants with ultra super critical steam parameters. There are described mechanical, chemical and physical properties, microstructure and welding parameters of the martensitic steels. Welding method 111, which is used in the experiment, is described here. There are described welding and post weld heat treatment (PWHT) of the experimental steel plates in the experimental part. Experimental welded joints were subjected to the destructive and non-destructive tests. The evaluations of results of destructive and non-destructive tests after different PWHT are described in the end of the thesis.

Obsah

	strana
Seznam použitých značek, zkratk a symbolů	7
Úvod	8
<u>1 Moderní žárupevné oceli</u>	9
1.1 Srovnání značek vybraných žárupevných	11
<u>2 Charakteristika 9% až 12% Cr martenzitických ocelí</u>	12
2.1 Vliv chemického složení na vlastnosti modifikovaných 9% až 12% Cr ocelí	16
2.2 Fyzikální vlastnosti žárupevných ocelí	20
2.3 Problém stability mikrostrukturních žárupevných ocelí s feritickou matricí	21
2.4 Studium vztahů mikrostruktura – vlastnosti oceli P92	22
<u>3 Svařitelnost moderních žárupevných ocelí</u>	24
3.1 Svařování oceli T/P91 a T/P92	25
3.2 Přídavné svařovací materiály pro žárupevné oceli	26
<u>4 Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou – 111</u>	28
4.1 Pochody v elektrickém oblouku	29
4.2 Elektrody pro ruční obloukové svařování	30
4.3 Nastavení svařovacího proudu	31
EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	
<u>5 Svařování ocelových desek</u>	33
<u>6 Tepelné zpracování zkušebních svarových spojů</u>	36
<u>7 Nedestruktivní zkoušky svarových spojů</u>	37
7.1 Radiografická zkouška	37
7.2 Kapilární zkouška	37
<u>8 Destruktivní zkoušky svarových spojů</u>	37
8.1 Zkouška tahem	38
8.2 Zkouška rázem v ohybu	39
8.3 Zkouška tvrdosti	41
8.4 Zkouška makrostruktury	44
8.5 Zkouška mikrostruktury	46
<u>9 Závěr</u>	50
Seznam použité literatury	52
Seznam obrázků, tabulek, grafů a příloh A, B, C, D	55

Seznam použitých symbolů, značek a zkratek

Symbol značka, zkratka	Název	Jednotka
A ₅	tažnost	[%]
A _{c1}	překrystalizační křivka (zbytkový austenit → perlit)	
A _{c3}	překrystalizační křivka (austenit → ferit)	
CN	karbonitridy	
CO ₂	oxid uhličitý	
HV10	tvrdost podle Vickerse při zatížení 98 N	
KV	nárazová práce	[J]
KCV	vrubová houževnatost	[J/cm ²]
M _f	křivka konce martenzitické přeměny	
M _s	křivka začátku martenzitické přeměny	
NO _x	oxidy dusíku	
ppm	parts per milion, 1 miliontina z celku	
R _e	mez kluzu	[MPa]
R _m	mez pevnosti v tahu	[MPa]
R _{mT}	mez pevnosti při tečení	[MPa]
R _{mT/10⁵ h/600 °C}	mez pevnosti při tečení za dobu 10 ⁵ h při teplotě 600 °C	[MPa]
R _{p0,2}	smluvní mez kluzu	[MPa]
SO ₂	oxid siřičitý	
T	Celsiova teplota	[° C]
t	čas	[h]
TOO	tepelně ovlivněná oblast	
VHT	V vrub v tepelně ovlivněné oblasti	
VN	nitridy vanadu	
VWT	V vrub ve svarovém kovu	

Úvod

Nejrozšířenějším zdrojem elektrické energie jsou v současnosti tepelné elektrárny spalující fosilní paliva. Tyto elektrárny jsou jedním z největších zdrojů ekologické zátěže životního prostředí formou emisí SO_2 , NO_x , CO_2 . Snižování emisí SO_2 , NO_x a prachu je možné v současné době považovat za technicky zvládnuté. Současným celosvětovým problémem je snaha snížit emise CO_2 , které jsou přímo úměrné účinnosti energetických zařízení. Ve vyspělých průmyslových zemích se proto již řadu let projevuje snaha zvýšit účinnost energetických zařízení cestou konstrukce zařízení se superkritickými parametry páry, to je s pracovní teplotou nad $600\text{ }^\circ\text{C}$ a tlakem nad 26 MPa, teplota nad $600\text{ }^\circ\text{C}$ a tlak nad 30 MPa jsou označovány jako ultra-super-kritické parametry (USC). Očekává se, že u těchto zařízení stoupne účinnost z dnešních 35 % na 43 % až 45 % a tím se podstatně sníží emise CO_2 .

Pro konstrukci jejich tepelně nejnamáhanějších částí není možné použít klasické nízkolegované CrMo a CrMoV oceli, jejichž hranice použitelnosti je dána tlakem páry 26 MPa při teplotě $565\text{ }^\circ\text{C}$, respektive $580\text{ }^\circ\text{C}$. Pro pracovní teploty $580\text{ }^\circ\text{C}$ až $620\text{ }^\circ\text{C}$ se předpokládá buď použití žárupevných austenitických ocelí nebo levnějších nových modifikovaných žárupevných martenzitických ocelí na legující bázi CrMoVNbN nebo CrMoVWNbN s obsahem chromu 9% až 12% a s nízkým obsahem uhlíku. Tyto oceli mají ve srovnání s nízkolegovanými žárupevnými oceli větší odolnost proti korozi a opalu, prokalitelnost, žárupevnost a koeficient přestupu tepla. Ve srovnání s žárupevnými austenitickými oceli mají pak větší tepelnou vodivost, odolnost proti koroznímu praskání a menší teplotní roztažnost.

Svarový spoj představuje ve svařované konstrukci vždy místo, kde dochází k degradaci mechanických vlastností a žárupevnosti materiálů. Degradace je způsobena rozdíly v chemickém složení základního materiálu a svarového kovu, lící strukturou svarového kovu, mikrodefekty ve svarovém kovu a teplotními cykly při svařování, kterým je vystaven svarový kov a tepelně ovlivněná oblast (TOO) svarového spoje. Teplotní cykly jsou příčinou změn mikrostruktury a disperze sekundárních fází a tím i změn mechanických vlastností a žárupevnosti. Základním požadavkem na technologii svařování a tepelné zpracování svarových spojů je tyto degradační procesy minimalizovat.

Minimalizace degradačních procesů při tavném svařování vysokolegovaných modifikovaných martenzitických žárupevných ocelí předpokládá detailní znalost mikrostruktury a vlastností všech částí svarového spoje. Metoda svařování 111 byla zvolena proto, že je stále dominantní metodou při výrobě a montáži energetických zařízení [1].

1 Moderní žárupevné oceli

Mezi moderní žárupevné oceli pro nadkritické parametry patří modifikované nízkolegované bainitické oceli, modifikované martenzitické žárupevné oceli, nové austenitické oceli a niklové slitiny. Vysoké hodnoty meze pevnosti při tečení jsou u bainitických a martenzitických ocelí dosahovány dolegováním Nb, Ti, N a B. Některé materiály jsou dolegovány i wolframem, i když jeho vliv na dosažení vysokých hodnot $R_{mT}/10^5$ hodin nebo $2 \cdot 10^5$ hodin je podle [2] diskutabilní.

Výběr nejpoužívanějších základních materiálů pro konstrukci nových elektrárenských bloků s nadkritickými parametry je uveden v tabulce 1. Doporučené materiály pro výrobu dílů nadkritických kotlů a jejich teplotní limity jsou uvedeny v tabulce 2. Z uvedeného přehledu je zřejmé, že bainitické nízkolegované oceli se uvažují pro výrobu membránových stěn nadkritických kotlů pouze do pracovní teploty 550 °C. Pro pracovní teploty do 600 °C se doporučují nové modifikované chromové martenzitické oceli a pro pracovní teploty 650 °C se doporučuje niklová slitina Alloy 617 nebo Alloy 740 [2].

Pro výrobu komor, parovodů a potrubí se do teploty 625 °C předpokládá použití martenzitických ocelí. Pro teploty nad 625 °C se již doporučují niklové slitiny. Ohříváky a přehříváky se budou pravděpodobně vyrábět z martenzitické oceli VM12 – SHC, která se dá použít do teploty 610 °C. Pro teploty do 700 °C se předpokládá použití austenitických ocelí a pro vyšší teploty se předpokládá použití niklových slitin [2]. Očekávaný vývoj parametrů nadkritických kotlů udává tabulka 3.

Tab. 1: Nejpoužívanější typy základních materiálů [2]

Typ materiálu	Označení oceli
Uhlíkové oceli	P 235 G H P 265 G H
Bainitické oceli	16 Mo 3 (15020) 13 CrMo 4 - 5 (15121) 14 MoV6 - 3 (15128) 10 CrMo 9 - 10 (15313, T/P22) 15 NiCuMoNb 5 (WB36) 7 CrWVMoNb 9 - 6 (T/P 23) 7 CrMoVTiB 10 - 10 (T/P 24)
Martenzitické oceli	X 20 CrMoV 12 - 1 (17134) X 10 CrMoVNb 9 - 1 (T/P 91) X 11 CrMoWNB 9 - 1 - 1 (E 911) X 10 CrWMoVNb 9 - 2 (T/P 92) X 12 CrCoWNB 12 - 2 - 2 (VM12 - SHC)
Austenitické oceli	TP 347H FGF SUPER 304 H HR 3C DMV 310 N SANICRO 25
Niklové slitiny	Alloy 617 Alloy 740

Tab. 2: Teplotní limity použitelnosti vybraných základních materiálů [2]

Díl kotle	Materiál	Teplotní limit použitelnosti [°C]
Membránové stěny	13CrMo 4 - 5	540
	7 CrWVMoNb 9 – 6	550
	7 CrMoVTiB 10 - 10	550
	X10CrWMoVNb 9 – 2	590
	X12 CrCoWNb 12 – 2 - 2	600
	Alloy 617 mod.	650
Komory, parovody, potrubí, systémy	X10CrMoVNb 9 – 1	580
	X11CrMoWVNb 9 – 1 – 1	600
	X10CrWMoVNb 9 – 2	625
	Alloy 617	735
	Alloy 263	735
Ohříváky, Přehříváky	X12CrCoWNb 12 – 2 – 2	610
	TP 347 H FGF	615
	Super 304H	660
	HR 3 C	670
	Sanicro 25	700
	Alloy 617	770
	Alloy 740	770

Tab. 3: Očekávaný vývoj parametrů elektráren s nadkritickými parametry[3]

Doba výstavby	Japonsko	USA	Evropa
Současnost	605 - 613 °C 25MPa	593 °C 27 MPa	600 - 605 °C 28 - 30 MPa
Do roku 2015	630 °C 25 MPa	620(630) °C 28 MPa	625 °C 28 - 30 MPa
Po roce 2015	700 °C 35 MPa	760 °C 25 MPa	720 °C 35 MPa

1.1 Srovnání značek vybraných žárovevných ocelí

V odborné literatuře se setkáváme často s různými označeními jedné oceli. V oblasti žárovevných materiálů bývají nejčastěji používána výzkumná označení dané oceli (např. T22, P92), kromě toho však existují označení těchto ocelí podle příslušných mezinárodních či národních norem. V praxi se dává přednost označení ocelí podle příslušných norem. Situace se stává mnohdy nepřehlednou. Tabulka 4 nabízí srovnání značek bainitických a martenzitických ocelí používaných pro stavbu moderních tepelných elektráren [4].

Tab. 4: Srovnání značek vybraných ocelí pro tepelné elektrárny [4]

ČSN 42002	ČSN EN 10027-1	ČSN 10027-2	EN	Označení dle jiných norem	Vývojové označení
bainitické					
15020	15Mo3	1.5415		A204 (ASTM)	-
15121	13CrMo4-5	1.7335		-	T12
15313	10CrMo9-10	1.7380		-	T22
15128	≈14MoV6-3	≈1.7715		-	-
-	7CrMoVTiB10-10	1.7378		-	T/P24
-	7CrWVMoNb9-6	1.8201		HCM2S A335 (ASTM), SA 213 (ASME)	T/P23
martenzitické					
17 134	X20CrMoV12-1	1.4922		-	X20
17 116	X12CrMo9-1	1.7386		-	-
17 117	X10CrMoV9-10	-		-	-
VN 17 119	X10CrMoVNB9-1	1.4903		-	T/P91
-	X10CrWMoVNB9-2	-		NF 616	T/P92
-	X11CrMoWVNB9-1-1	1.4905		-	E911
-	X12CrCoWVNB12-12-2	-		COST 536	VM12
-	-	-		(HCM12A)	P122

2 Charakteristika 9% až 12% Cr martenzitických ocelí

Vývoj nových modifikovaných martenzitických žárupevných ocelí vychází z chemického složení původní martenzitické žárupevné oceli X20CrMoV12-1 (ocel 17 134), která se používala již v padesátých letech minulého století. Její chemické složení bylo modifikováno snížením obsahu uhlíku a dolegováním mikrolegur Nb, B a případně dolegováním 1 % až 2 % W. Chemické složení nových modifikovaných martenzitických žárupevných ocelí je uvedeno v tabulce 5 a jejich základní mechanické vlastnosti v tabulce 6 [5].

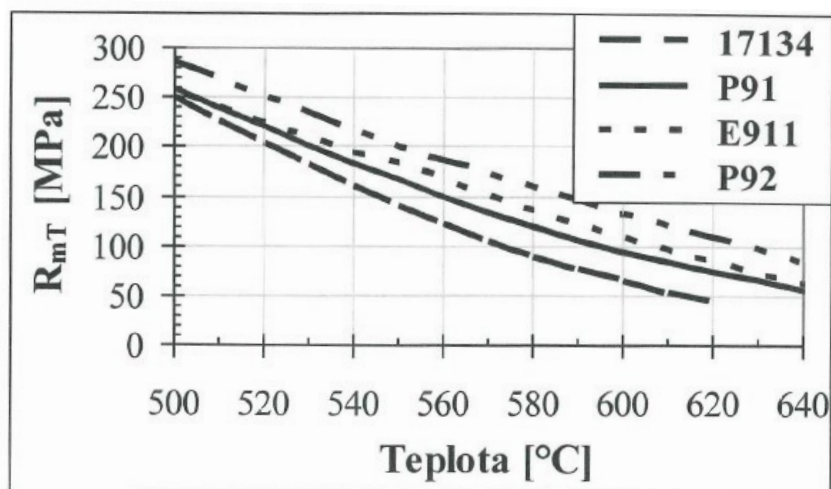
Tab. 5: Chem. složení modifikovaných martenzitických žárupevných ocelí v % [5]

Ocel	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	N	B
17 134	0.17 -0.23	0.50 -1.00	0.25 -0.60	10.6 -12.5	0.30 -0.80	0.80 -1.20	0.30 -0.60	0.20 -0.35	-	-	-
P 91	0.08 -0.12	0.30 -0.60	0.20 -0.50	8.00 -9.50	max. 0.50	0.85 -1.05	-	0.18 -0.25	0.06 -0.10	0.03 0.07	-
E 911	0.10 -0.13	0.30 -0.60	0.10 0.30	8.50 -9.50	0.20 -0.40	0.90 -1.10	0.90 -1.10	0.15 -0.25	0.04 -0.10	0.05 0.08	0.0005 -0.005
VM12-SHC	0.10 -0.14	0.15 -0.45	max. 0,50	11.0 -12.0	0.10 -0.40	0.20 -0.40	1.30 -1.70	0.20 0.30	0.03 -0.06	0.03 0.07	0.003 -0.006 Co=1.4 -1.8
P 92	0.07 -0.13	0.30 -0.60	max. 0.50	8.50 -9.50	max. 0.40	0.30 -0.60	1.50 -2.00	0.15 -0.25	0.04 -0.09	0.03 0.07	0.001 -0.006

Tab. 6: Mechanické vlastnosti modifikovaných martenzitických žárupevných ocelí [1]

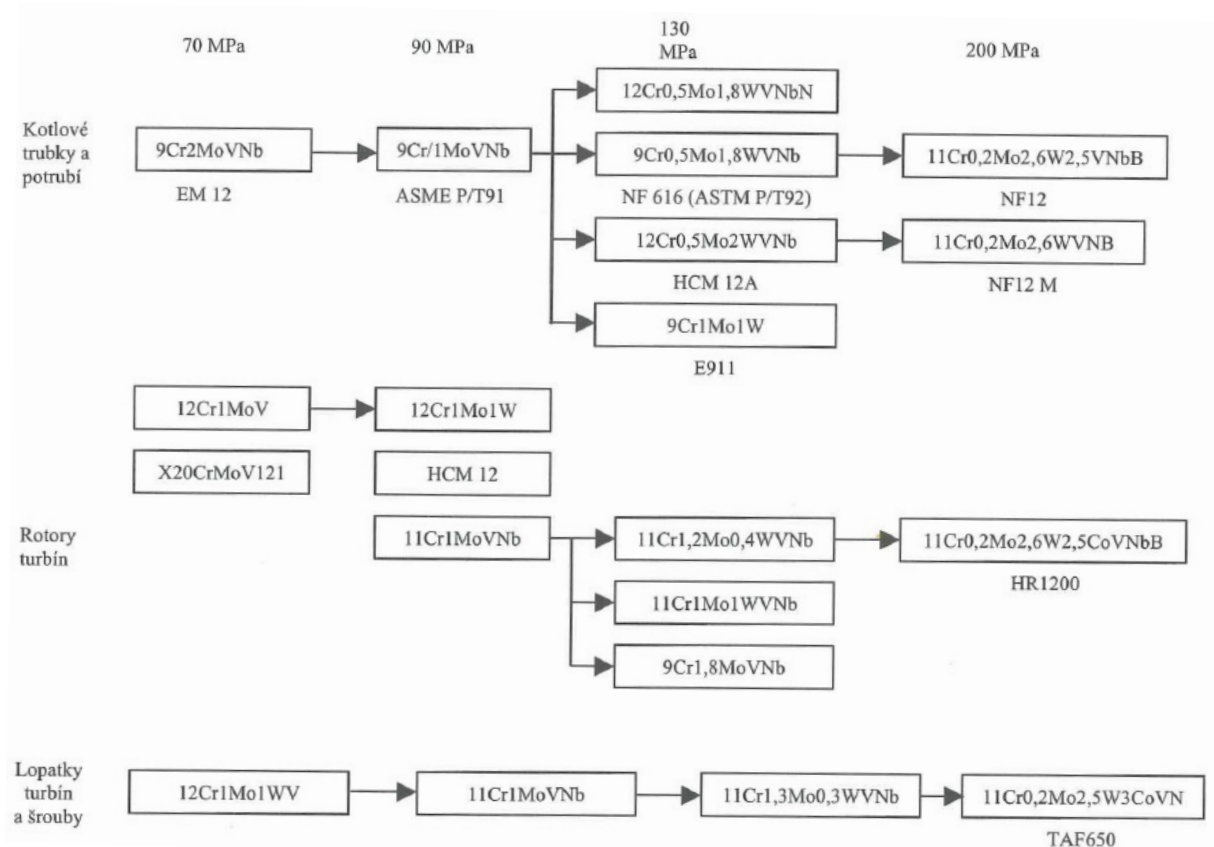
Ocel	R _{p0.2}	R _m	A	A _v (ISO-V)
	[MPa]	[MPa]	[%]	[J]
X20 (1.4922)	≥500	700-850	≥16	≥39
T/P91 (1.4903)	≥450	620-850	≥17	≥41
E911 (1.4905)	≥450	620-850	≥17	≥41
T/P92	≥440	620-850	≥17	≥27
VM12-SHC	≥450	620-850	≥17	≥27

Na obrázku 1 je srovnání meze pevnosti při tečení vybraných 9% až 12% Cr ocelí. Z obrázku je zřejmý zejména výrazný posun meze pevnosti při tečení oceli P91 oproti původní oceli X20 (17 134), který činí cca. 40 %. Dalšího zvyšování této charakteristiky u ocelí E911 a P92 spočívá v optimalizaci obsahu dusíku, resp. v přítomnosti bóru [5].



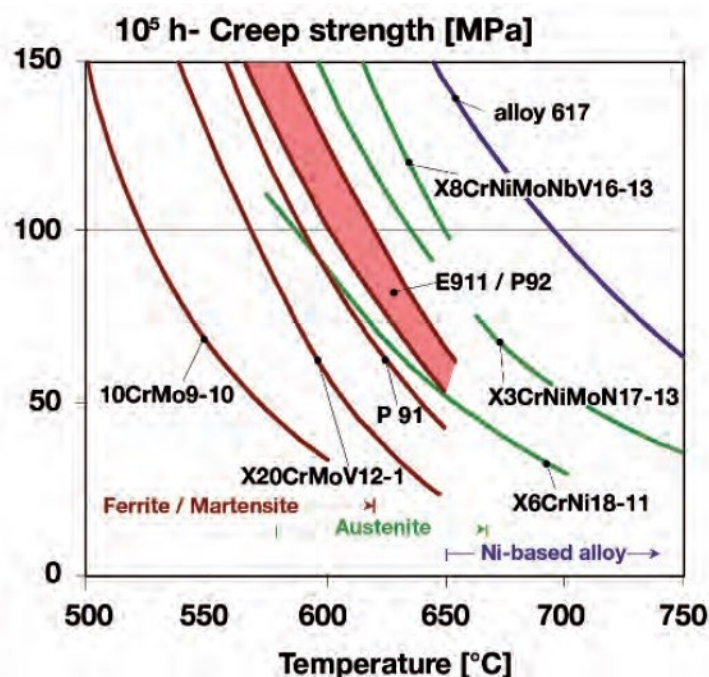
Obr. 1 – Teplotní závislost meze pevnosti při tečení za 100 000 hodin pro vybrané typy chromových modifikovaných ocelí [5]

Schéma etap vývoje martenzitických chromových žárupevných ocelí je uvedeno na obr. 2.

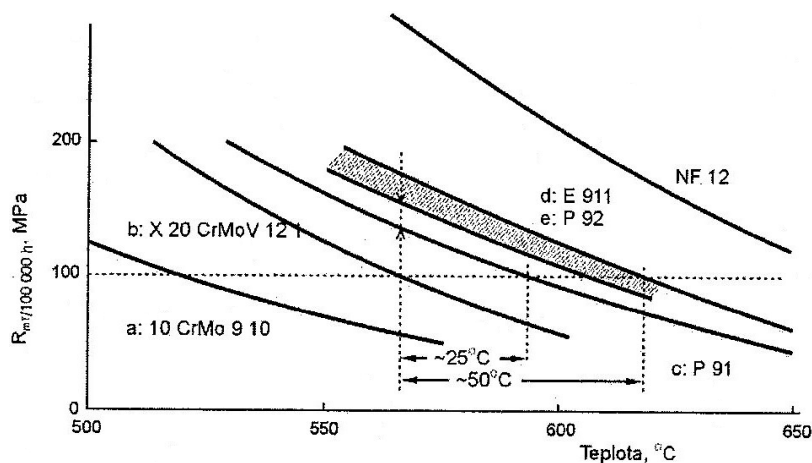


Obr. 2 – Schéma vývoje modifikovaných chromových ocelí. Mez pevnosti při tečení (600 °C/10⁵ h) [6, 7],

Na obrázku 3 je uveden přehled použitelnosti a srovnání meze pevnosti při tečení standardních ocelí s feritickou fází, nových martenzitických ocelí, austenitických žárupevných ocelí a niklové slitiny alloy 617 [1].



Obr. 3 – Porovnání časové pevnosti při tečení martenzitických, austenitických ocelí a žárovevné slitiny za zvýšené teploty[8]

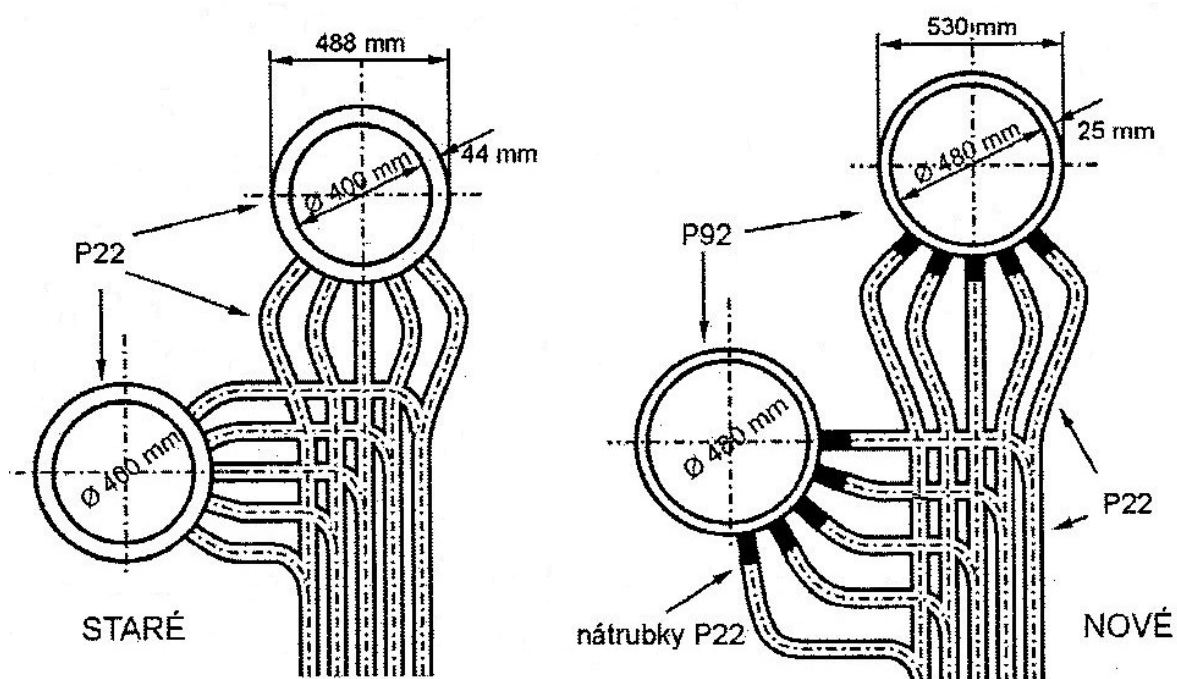


Obr. 4 – Rozšíření oblasti použitelnosti nových martenzitických ocelí[9]

Použitím nových martenzitických ocelí s ohledem na nevýrazně vyšší cenu ve srovnání se standardními ocelmi dochází ke značnému ztenčení stěn a tím i snížení hmotnosti a tedy vznikají významné ekonomické a technické efekty [10].

Praktickým příkladem použití nové oceli P92 pro komoru přehřívače páry v místě degradované komory, provedené z oceli 2.25Cr-Mo, je řešení znázorněné na obr. 5. Nové

řešení zahrnuje značně menší tloušťku stěny (o 40%) v poměru k prvotní verzi. Svarový spoj P92/P92 vykazoval tvrdost svaru v mezích 300 – 350 HV5 a základní materiál kolem 240 HV5 [11].



Obr. 5 – Staré a nové řešení komory přehřívače páry s použitím oceli P92[11]

Obrázek 6 ukazuje komoru z oceli P92. Jedná se o první použití materiálu P92 v německé elektrárně (opravu provedla v roce 1997 firma Alstom) [8].



Obr. 6 – Komora přehřívače páry z oceli P92[8]

Vývojové práce modifikovaných 9 – 12 % ocelí byly zaměřeny především na splnění následujících požadavků [12]:

- $R_{mT/10^5 \text{ h}/600^\circ\text{C}} \geq 100 \text{ MPa}$
- $R_{p0,2 \text{ min}} = 600 \text{ MPa}$ u ocelí pro rotory a $R_{p0,2 \text{ min}} = 450 \text{ MPa}$ u ocelí pro odlitky a tvářené polotovary,
- lomová tažnost při creepu a houževnatost by měla být ekvivalentní nebo lepší než u klasických nízkolegovaných CrMoV ocelí,
- odolnost proti zkřehnutí v průběhu dlouhodobé expozice při pracovních teplotách,
- dobrá tvařitelnost za tepla,
- dobré slévárenské vlastnosti,
- prokalitelnost přinejmenším do $\varnothing 1200 \text{ mm}$ u rotorů a do $\varnothing 500 \text{ mm}$ u odlitků,
- zlepšení svařitelnosti,
- dobrá odolnost proti oxidaci v prostředí páry.

2.1 Vliv chemického složení na vlastnosti modifikovaných 9% až 12% Cr ocelí

Uhlík v modifikovaných 9% Cr ocelích podporuje vznik martenzitické struktury a zvyšuje jejich pevnost. Vyšší obsahy uhlíku však zvyšují tvrdost martenzitu a podstatně zhoršují svařitelnost oceli. Vyšší obsah uhlíku také snižuje creepovou pevnost [13]. Proto v současné době obsahují oceli tohoto typu do 0,1 hm. % C, na rozdíl od původních variant, které obsahovaly až 0,25 hm. % C. Tím se podstatně zlepšila svařitelnost 9% Cr modifikovaných ocelí ve srovnání s původními 12% Cr oceli. Snižování obsahu uhlíku je kompenzováno řízeným dolegováním dusíkem jako dalším intersticiálním prvkem. Karbonitridy Nb a nitridy V, které vznikají při tepelném zpracování oceli a při creepové expozici zlepšují její vlastnosti při namáhání v creepové oblasti [1].

Dusík podobně jako uhlík zvyšuje pevnost materiálu a žárupevnost podporou tvorby nitridů na bázi V nebo karbonitridů Nb. Proto se jeho obsah v nově vyvíjených materiálech zvyšuje až na 0,09 hm. % (ocel E911). Pro žárupevnost oceli je důležitý obsah tzv. volného dusíku N_{ss} , který není vázaný na Al, Ti a Nb a proto je volný pro tvorbu jemných nitridů vanadu v době popouštění a creepové expozice. Obsah volného dusíku závisí na jeho celkovém obsahu a na obsahu prvků v oceli, které mají vysokou afinitu k dusíku. Největším problémem je v tomto případě Al, který tvoří z běžných přísad nejstabilnější nitridy. Tyto nitridy nejsou rozpuštěny při běžných teplotách austenitizace. V případě zvýšeného obsahu Al v oceli se mohou AlN vytvořit dokonce na úkor primárních Nb(C, N) [1].

Bór. První práce týkající se bóru v 9% Cr ocelích byly publikovány koncem 80-tých let. Ve stavu po normalizaci je bór vysegregovaný na hranicích původních austenitických zrn [14]. Při popouštění dochází k jeho přerozdělení mezi matici a vznikající $M_{23}C_6$ karbidy, kde může nahradit až 50 % C [15]. V matici se bór nachází v minimálním množství cca 20 ppm. V karbidech je rozložený náhodně [16]. Jedinou výjimku dokumentoval ve své práci Hatterstrand [16], který v oceli P122 (12 hm. % Cr) dolegované Cu naměřil zvýšené množství B v $M_{23}C_6$ při rozhraní matrice/částice. Bór se do karbidů dostává difuzí z hranic zrn. I přes pokrok v experimentální technice je mechanismus zvyšování creepové pevnosti pomocí řízeného obsahu bóru stále nejednoznačný. Existuje více přístupů k vysvětlení tohoto jevu:

- Bór segreguje na hranicích zrn a subzrn, stabilizuje je a tím přispívá ke zpevnění.
- Bór zvyšuje nukleační rychlost karbidů $M_{23}C_6$.

Bór segreguje na dislokacích, stabilizuje je a tím umožňuje, aby na nich precipitovaly jemné pro creep mimořádně výhodné částice VN. Po uvolnění dislokace se VN stávají nestabilní a rozpouštějí se. Tento proces se neustále opakuje [1].

Chrom je nejdůležitější legura v 9% Cr ocelích. Je silně feritotvorný a výraznou měrou zvyšuje prokalitelnost ocele. Už chlazením na vzduchu je možné dosáhnout martenzitickou strukturu. Při popouštění tvoří karbidy, ze kterých nejstabilnější a nejdůležitější pro dosažení vhodných mechanických vlastností je $M_{23}C_6$. Na korozní odolnost má vliv až do teploty 700 °C. Spolu s přísadou dalších legujících prvků Cr zvyšuje odolnost vůči popouštění. Zvýšený obsah Cr kromě tvorby karbidů také snižuje M_s na teploty cca 400 °C. K získání ocele s úplně martenzitickou strukturou po normalizaci, se do ocele dolegovávají také další feritotvorné prvky jako Mo a Si [1].

Molybden je feritotvorný prvek, který se dolegovává do 9% Cr ocelí za účelem zpevnění tuhého roztoku. Přístup k optimálnímu obsahu Mo v ocelích se postupně vyvíjel. Podle prvních koncepcí se Mo přidával do oceli až do obsahu 3 hm. % se současným snížením obsahu C [17]. Výsledná struktura obsahovala až cca 10 % δ -feritu při obsahu 3 % Mo. Tuto ocel bylo možné svařovat bez přehřevu. Na Mo bohatá Lavesova fáze byla pozorována v materiálu již po creepové expozici. Později se zjistilo, že zvýšené obsahy Mo nepřispívají pozitivně na creepovou pevnost. Při creepové expozici dochází k rozdělení Mo mezi matrici a precipitáty. Vliv obsahu Mo na creepové vlastnosti materiálu zkoumala ve své práci Jakobová [18]. Pomocí zkoušek trvajících 10^5 hod. bylo prokázáno, že creepová pevnost byla výrazně zlepšena přidáním Mo jen do jeho celkového obsahu cca 1 % Mo. Při obsahu Mo nad 1,6 % se ve struktuře materiálu po normalizaci a popouštění vyskytují kromě $M_{23}C_6$ i karbidy M_6C , které jsou náchylné na hrubnutí a snižují celkovou creepovou pevnost rozpouštěním částic MX a ochuzováním tuhého roztoku o Mo a W. Dalším důvodem pro snižování obsahu Mo v oceli také je, že urychluje precipitaci Lavesovy fáze, která je z hlediska creepových vlastností nevýhodná. Z těchto důvodů se do oceli dolegovává jen tolik Mo, kolik je jeho rovnovážná koncentrace v době creepové expozice při předpokládané teplotě použití. V současných ocelích je oblast stability Lavesovy fáze ohraničena teplotou 500 °C pro ocele s obsahem do 1 % Mo. V ocelích modifikovaných W je Lavesova fáze stabilní do teploty 700 °C. Z tohoto vyplývá, že po standardním popouštění na teploty 750 °C až 760 °C se v materiálu tato fáze nevyskytuje [19]. Při vyšším obsahu Mo může při popouštění dojít k sekundárnímu vytvrzení tvorbou Mo_2C karbidů [1].

Wolfram se do modifikovaných 9% Cr ocelí dolegovává podobně jako Mo na zpevnění tuhého roztoku při zvýšených teplotách. Patří mezi feritotvorné prvky stabilizující δ -ferit [20]. Ocele s obsahem W byly vyvinuty koncem 80-tých let v Japonsku. Hlavním důvodem bylo, že při zvýšených teplotách přispívá W ke zpevnění matrice výrazněji než Mo [13]. Podle prvních výzkumů 1,8 hm. % W zvyšovalo creepovou pevnost oproti ocelím bez W o cca 30 % při malém snížení KCV způsobeným výskytem hrubých Lavesových fází [20]. Při obsahu 4 % W se ve struktuře nachází už asi 10 % δ -feritu. Přítomnost W v matrici způsobuje při popouštění sekundární vytvrzení. Vytvrzení je důsledkem precipitace hexagonálního W_2C karbidu s jehličkovou morfologií, který vzniká při teplotách cca 500 °C. Později je nahrazen stabilnějším karbidem $M_{23}C_6$. Při vyšším obsahu W kromě karbidu $M_{23}C_6$ precipituje při popouštění i karbid M_6C . W vstupuje do karbidů $M_{23}C_6$ a taktéž do M_6C . Sledováním struktury ocelí modifikovaných W po krátkodobých creepových zkouškách bylo zjištěno, že W krátkodobě zvyšuje creepovou pevnost. Podle výsledků posledních výzkumných prací však zvýšené obsahy W a Mo urychlují tvorbu Lavesovy fáze a M_6C , které mají velkou rychlost hrubnutí. Následně dochází k odpevnění matrice [21, 22]. Negativní efekt degradace struktury na žárupevnost precipitací Lavesovy fáze a M_6C převyšuje při delších časech creepových zkoušek nad zpomalením odpevnění matrice vlivem zvýšeného obsahu W a Mo při

krátkodobých zkouškách. Z uvedeného důvodu byl pro maximální obsahy Mo a W v modifikované 9 % Cr oceli zaveden tzv. Mo ekvivalent.

$$Mo_{ekv} = Mo + 0,5W$$

kde Mo je obsah Mo v hm. % a W je obsah W v hm. %.

S ohledem na dlouhodobé hodnoty žárupevnosti by neměla být hodnota Mo_{ekv} větší než 1 [23, 24, 25].

Kobalt (Co) se začal do ocelí typu 9% Cr dolegovávat v posledních letech. Důvodem byly snahy snižovat v ocelích obsah C pro zlepšení svařitelnosti a zvyšování obsahu feritotvorných prvků pro zlepšení žárupevnosti. Důsledkem toho se Ni_{ekv} snížil na hodnoty, při kterých je vysoká pravděpodobnost vzniku δ -feritu. Co jako austenitotvorný prvek zvyšuje Ni_{ekv} a snižuje pravděpodobnost vzniku δ -feritu. Po normalizaci a popouštění je Co rozpuštěn v matici a pouze minimálně snižuje teploty A_{C1} a M_s [19]. Kobalt zvyšuje tvrdost martenzitu hlavně zpevňováním tuhého roztoku. Zpevnění se projevuje až do teplot popouštění 500 °C. Kobalt netvoří při popouštění sekundární fáze a proto nedochází k sekundárnímu vytvrzování. Krátkodobé creepové zkoušky ocelí obsahujících 1,5 hm. % Co prokazovaly zvýšení creepové pevnosti o cca 30 MPa v porovnání s ocelmi bez Co [13]. Proto bude ještě nutné ověřit vliv dlouhodobých creepových zkoušek na stabilitu struktury ocelí dolegovaných Co. Je nepravděpodobné, že Co podobně jako Mo a W bude podporovat vznik Lavesovy fáze. Co snižuje obsah δ -feritu, ale nezvyšuje prokalitelnost a pravděpodobně má stejný vliv na žárupevnost jako Ni, což nebylo zatím prokázáno, protože podobně jako v Ni se to projeví až při velmi dlouhodobých zkouškách [1].

Nikl v ocelích zpevňuje tuhý roztok a zvyšuje pevnostní charakteristiky zvýšením jejich prokalitelnosti. Nikl je silně austenitotvorný prvek a výrazně snižuje teploty přeměn A_{C1} a M_s . Kromě pevnosti nikl zvyšuje i tvrdost martenzitu. Snížení M_s má za následek potlačení tvorby samopopouštěného martenzitu. Z hlediska žárupevnosti má Ni negativní vliv na stabilitu karbidické fáze. Rovněž přispívá ke vzniku karbidu M_6C a ke zhrubnutí karbidů M_6C a $M_{23}C_6$ [26]. Karbid M_6C rozpouští fáze MX(VN, NbCN) a snižuje obsah Mo v tuhém roztoku. Byl prokázán nepříznivý vliv Ni na žárupevnost oceli [27].

Mangan se do 9% Cr ocelí dolegovává jako dezoxidační prvek. Je austenitotvorný, ale nemá tak silný účinek na pevnost a tvrdost jako Ni. V současných typech ocelí P92 se pohybuje na úrovni 0,3–0,5 hm. %. Celkově je součet obsahu Mn a Ni do 1,5 dostatečný pro zabránění poklesu teploty A_{C1} pod 770 °C [28].

Vanadu se v posledním období přikládá stále větší význam z hlediska dosažení optimálních creepových vlastností. Společně s Nb a Ti vytvářejí intersticiální fázi s kubicky plošně centrovanou mřížkou [29]. Karbidy i nitridy těchto prvků jsou navzájem úplně rozpustné a vytvářejí kontinuální tuhé roztoky. V chromových ocelích je rozpustnost nitridů a zejména karbidů mnohem vyšší než v ocelích nízkolegovaných [30]. Vanad hraje významnou roli v precipitačním zpevnění 9% Cr oceli. Vytváří velmi malé a disperzně rozložené VN precipitáty, které jsou mimořádně efektivní při blokování pohybu dislokací. Nitridy vanadu VN se vylučují při teplotách popouštění 750 °C až 760 °C. K jejich vylučování dochází při vysokém obsahu dusíku v oceli i při nižších teplotách v průběhu teplotní expozice na 550 °C až 650 °C. Významně zvyšují precipitační zpevnění a tím zlepšují žárupevné vlastnosti. Hnací silou precipitace je přesycení tuhého roztoku, které je funkcí rozdílu mezi teplotami popouštění a zkoušení [29]. Celkový podíl precipitátu závisí na obsahu N v tuhém roztoku. Vzhledem k tomu, že tyto precipitáty obvykle obsahují i Nb a C, označují se někdy jako MX. Neefektivněji se V chová, když je jeho obsah v oceli ve stechiometrickém poměru k N. Když se do oceli přidává V a N ve stechiometrickém poměru, zvyšují se creepové vlastnosti. Obsah

dusíku v oceli, který je k dispozici pro tvorbu nitridů V je závislý na obsahu dalších nitridotvorných prvků podle vztahu [29].

$$N_{VN} = N_{celk} - (0,52Al + 0,25Ti)$$

kde N_{celk} je celkový obsah N v oceli v hm. % a Al, Ti jsou obsahy Al, Ti v oceli v hm %.

Původně se předpokládalo, že VN je rozměrově i termodynamicky stabilní. Za příznivých podmínek (např. jsou-li ve struktuře velké částice NbX) může vzniknout fáze Z již po cca 15 000 hodinách expozice. Fáze Z roste na úkor VN i NbX. Fáze MX se rozpouští také v M_6C , který roste na účet karbonitridu MX [1].

Niob tvoří částice typu NbX, kde X je dusík a uhlík. NbX částice se rozpouští při velmi vysokých teplotách, které jsou vyšší než teploty austenitizace. Z tohoto důvodu se rozpouští jen částečně. V případě úplného rozpuštění NbX austenitizací při teplotách nad 1100 °C dochází k rapidnímu nárůstu původního γ zrna s následným poklesem KCV [27,31]. Malé objemové množství NbX svým rozpuštěním nepřispěje výrazně k přesycení tuhého roztoku. Při rovnovážné precipitaci AlN a Nb(C, N) v homogenizovaném austenitu, rovnovážné koncentrace Al, Nb a N klesají s teplotou. V případě, že je v důsledku mikrosegregace po dobu tuhnutí zvýšený obsah Al a Nb na hranicích původního γ zrna, rovnovážná koncentrace precipitace nitridů a karbidů se přesune k vyšším teplotám [32]. Příznivé působení nerozpuštěných precipitátů NbX na strukturu oceli spočívá v brždění růstu původního γ zrna. Niob je rovněž součástí precipitátu MX. Niob tedy nepřispívá k substitučnímu zpevnění tuhého roztoku.

Křemík má vliv na vznik δ -feritu, který podle [33] snižuje hodnoty vrubové houževnatosti. Karbidická fáze vznikající kolem zrn δ -feritu je hrubozrnější než sekundární fáze vznikající v matici. Rovněž literatura [34] uvádí, že se stoupajícím obsahem Si roste termodynamická pravděpodobnost vzniku Lavesovy fáze. Si pravděpodobně snižuje rozpustnost Mo v tuhém roztoku. Precipitace hrubé Lavesovy fáze snižuje KCV a zvyšuje tranzitní teplotu materiálu s obsahem 0,67 % Si již po 10 hodinách žhánání na teplotě 600 °C. Precipitace Lavesovy fáze rovněž snižuje žárupevnost 9% Cr ocelí.

Hliník se přidává do ocelí v procesu jejich výroby jako dezoxidovadlo. Jeho přítomnost může snížit hodnoty meze pevnosti při tečení až o 40 % [35]. Podstata jeho negativního působení na vlastnosti oceli a na creepové vlastnosti spočívá v teplotách precipitace nitridů a karbonitridů v oceli po dobu jejího chladnutí z teplot likvidu. Tyto částice precipitují po dobu ochlazování hlavně na hranicích γ zrn a výraznou měrou ovlivňují mechanické vlastnosti, jak při pokojových, tak i při zvýšených teplotách [32]. Vysoký obsah Al může ovlivnit precipitaci primárních AlN na úkor vzniku Nb(C, N) a zejména VN. Při vyšším obsahu Al je termodynamicky pravděpodobnější vznik AlN při vyšších teplotách než primárních částic Nb(C, N). Na vznik částic Nb(C, N) participuje jen na Al nevázaný N. AlN a Nb(C,N) se nedají rozpustit při běžných teplotách austenitizace. Z této skutečnosti potom vyplývá snížený obsah volného N potřebného k tvorbě dostatečného velkého počtu vanadem bohatých částic MX precipitátů při popouštění a po dobu creepové expozice [1].

Síra, Fosfor. S ohledem na dosažení vysokých pevnostních a plastických vlastností 9% Cr modifikovaných ocelí je nutné zajistit jejich vysokou metalurgickou čistotu. Metalurgická čistota je kromě obsahu povrchově aktivních prvků jako Sn, As a Sb zajišťována také nízkými obsahy P a S. P a S také negativně ovlivňují svařitelnost 9% Cr modifikovaných ocelí. V ocelích tohoto typu jsou obvykle pro dosažení vyhovujících plastických vlastností při teplotě okolí i při creepové expozici požadovány obsahy S – max. 0,01 hm. % a P – max. 0,015 hm. % [36]. Na snížení plastických vlastností modifikovaných 9% Cr ocelí při teplotě okolí má vliv především obsah síry.

S ohledem na zvýšení žárupevných vlastností 9% až 12% Cr ocelí je také zkoumán vliv nekonvenčních legujících prvků iridia, rhenia a paladia [1].

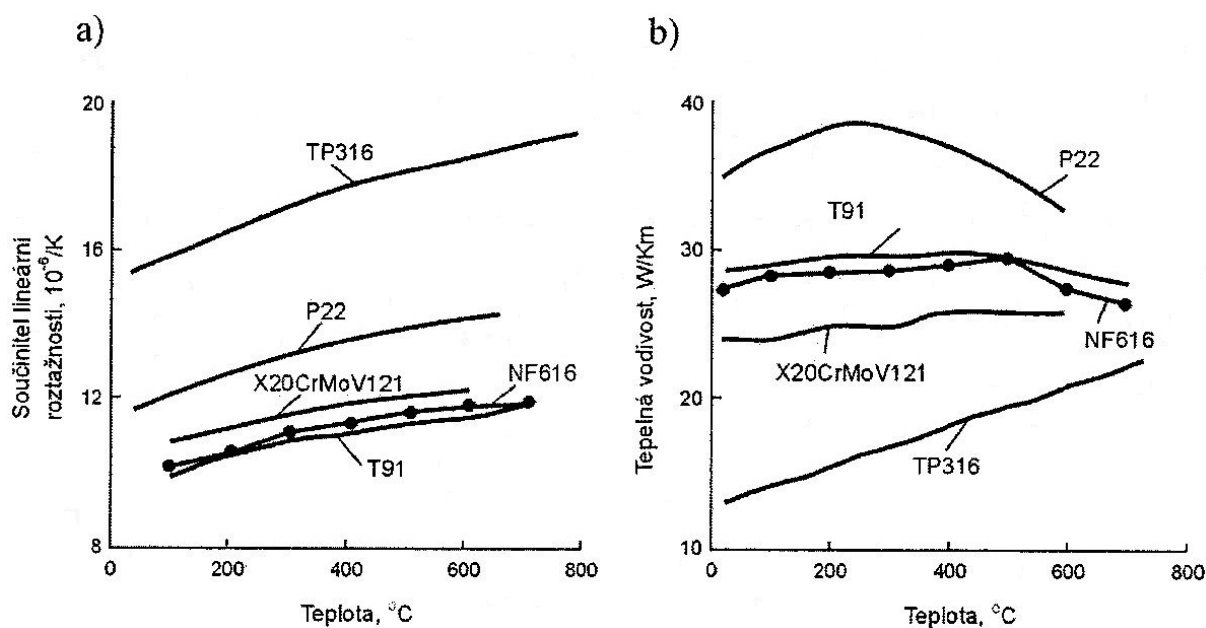
Chemické složení modifikované martenzitické žárupevné oceli P92 dle ČSN EN 10216-2+A2 je uvedeno v tabulce 7.

Tab. 7: Chemické složení oceli P92 (X10CrWMoVNb9-2) v % dle ČSN EN 10216-2+A2

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V	W	N	B
min.	0,07	-	0,3	-	-	8,5	0,3	-	-	0,04	0,15	1,5	0,03	0,001
max.	0,13	0,5	0,5	0,02	0,01	9,5	0,6	0,4	0,04	0,09	0,25	2,0	0,07	0,006

2.2 Fyzikální vlastnosti žárupevných ocelí

Fyzikální vlastnosti, tj. součinitel tepelné roztažnosti a vodivosti nových ocelí s wolframem, jsou vhodnější ve srovnání se základní ocelí X20CrMoV121 a přibližné k vlastnostem oceli P91 (obr. 7 a, b). Tyto vlastnosti jsou zvlášť důležité v procesech svařování a během exploatace v podmínkách zprovoznění a odstavování kotle a také v případech nestacionárních zatížení [37].



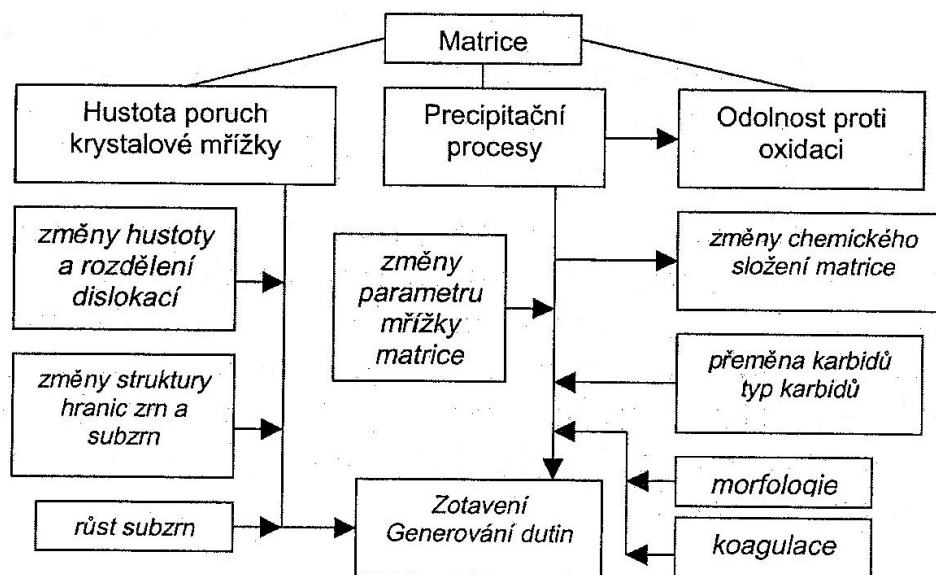
Obr. 7 – a) Změny součinitele lineární roztažnosti základních žárupevných ocelí, TP316 – austenitická ocel (vztažná teplota 20 $^{\circ}C$)

b) Změny tepelné vodivosti žárupevných ocelí, TP316 – austenitická ocel [37]

2.3 Problém stability mikrostrukturních žárovevných ocelí s feritickou maticí

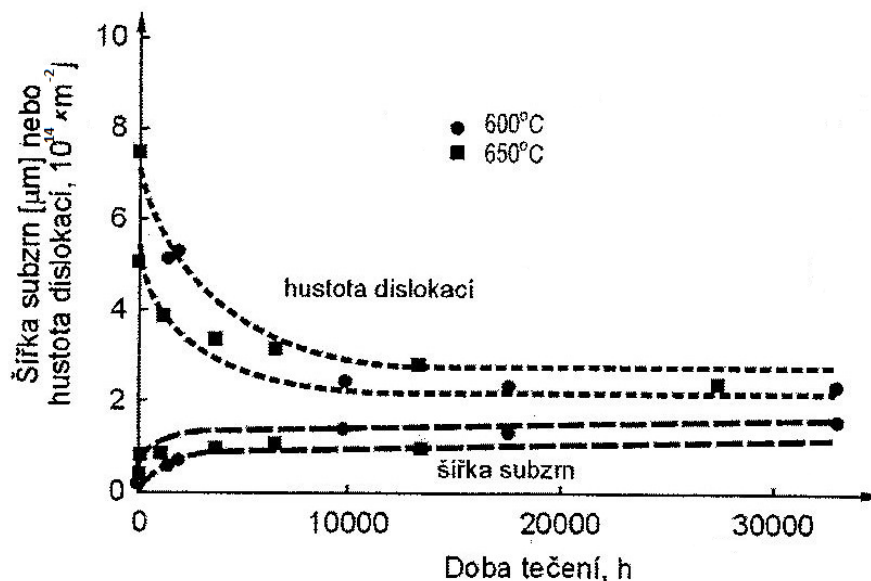
Odolnost materiálu proti působení napětí a teploty v pojetí materiálových znalostí se často uvažuje jako problém stability struktury a vlastností materiálu [38, 39-41]. Nestabilita je složitým pojmem a vymezena je obvykle souborem strukturních a fyzikálně chemických činitelů, které podléhají změně vlivem zvýšené teploty za poměrně dlouhou dobu během izotermického žhání, tečení nebo exploatace. Kritérii nestability mikrostruktury (obr. 8) jsou přitom:

- stupeň změn substruktury, včetně změny hustoty dislokací a výskyt procesů zotavení a rekystalizace,
- přeměny karbidů a precipitace intermetalických fází, např. Lavesovy,
- změny morfologie fází (rozdělení, tvar, velikost a vzdálenost mezi částicemi),
- stupeň ochuzení matrice, hlavně Cr, Mo, W,
- stupeň rozpadu perlitu / bainitu / martenzitu popuštěného,
- segregace příměsí (zejména na hranicích zrn) [6].



Obr. 8 – Činitelé přispívající k degradaci struktury žárovevných ocelí [6]

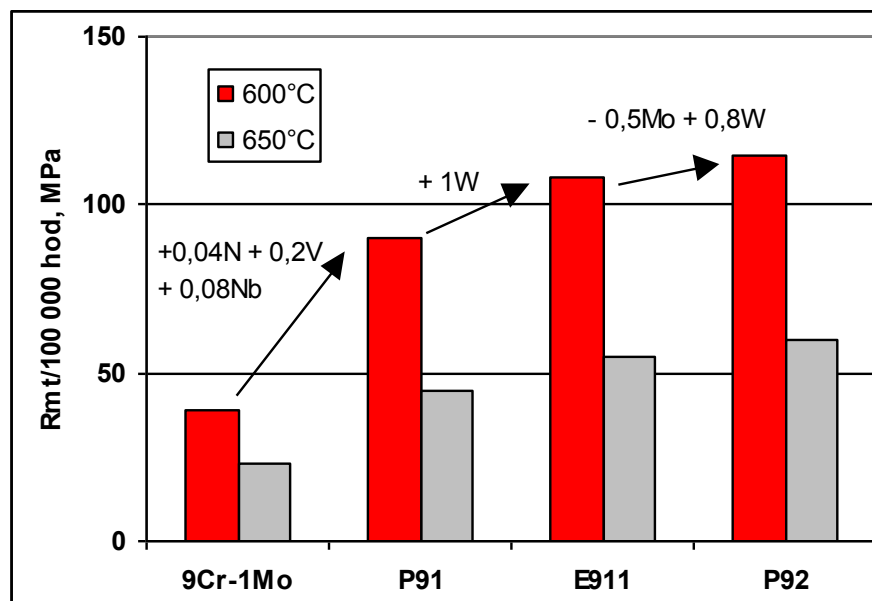
Ve výchozím stavu žárovevné oceli s feritickým základem mají obecně zvýšenou hustotu dislokací, která s prodloužením doby tečení (nebo exploatace) klesá na určitou hodnotu a zůstává stabilizována v průběhu velmi dlouhé doby – během II. stadia tečení (obr. 9) [40].



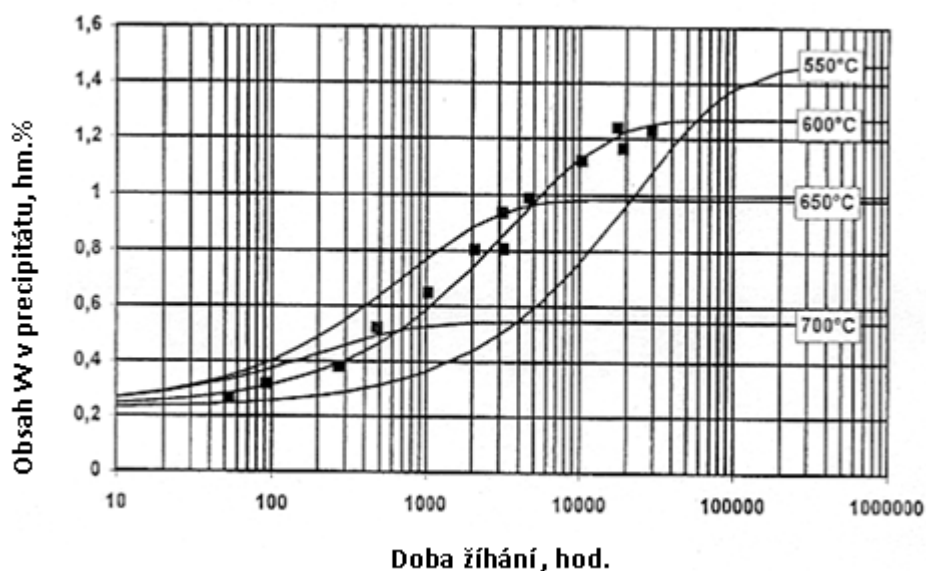
Obr. 9 – Změny hustoty dislokací v oceli P92 po tečení [40].

2.4 Studium vztahů mikrostruktura – vlastnosti oceli P92

Japonská ocel 9%Cr-1,8%W-0,25%V-0,05%Nb-0,01%B-0,02%N, která je označována jako NF616 nebo P92, dosahuje při teplotě 600°C úrovně meze pevnosti při tečení $R_{mT/10^5 \text{ h}/600^\circ\text{C}} = 110 \div 120 \text{ MPa}$, obrázek 10 [42]. Na rozdíl od ocelí P91 a E911 tato ocel obsahuje pouze malé množství dusíku ($\sim 0,02 \text{ hm.}\%$), aby byla potlačena vazba bóru na dusík. Mikrostrukturní stabilitu oceli P92 pozitivně ovlivňuje malá rychlost hrubnutí částic $M_{23}C_6$, která úzce souvisí s rozpouštěním atomů bóru v dané fázi. V průběhu žíhání nebo creepové expozice dochází k intenzívní precipitaci Lavesovy fáze typu Fe_2W [43-47]. Částice této fáze často nukleují na částicích $M_{23}C_6$, což snižuje potenciální příspěvek dané fáze k precipitačnímu zpevnění. Ve stádiu růstu částic Lavesovy fáze dochází k významnému ochuzení tuhého roztoku o wolfram – v tuhém roztoku zůstává pouze $\sim 1/3$ celkového obsahu wolframu v oceli, obr. 11 [43]. Precipitace Lavesovy fáze však nemá za následek významnější pokles meze pevnosti při tečení oceli P92 [43]. V důsledku velmi vysoké rychlosti růstu představují částice Fe_2W na konci stádia růstu nejhrubší částice přítomné v mikrostruktuře. Rychlost hrubnutí částic Lavesovy fáze je mnohem nižší a je srovnatelná s rychlostí hrubnutí částic $M_{23}C_6$ [44, 45], nicméně není příliš pravděpodobné, že by v průběhu dlouhodobé expozice hrubé částice Lavesovy fáze mohly mít významnější vliv na precipitační zpevnění diskutované oceli. Přestože množství částic sekundární MX fáze je ve studované oceli relativně malé, zotavení dislokační substruktury, tvorba a růst subzrn probíhají velmi pomalu, což pravděpodobně souvisí s vlivem bóru na mobilitu dislokací [51].



Obr. 10 - Porovnání hodnot $R_{mT/10^5 \text{ hod.}}$ při 600 a 650°C pro vybrané značky ocelí, podle [48]



Obr. 11 - Kinetika vylučování částic Lavesovy fáze v oceli P92, podle [49]
pozn.: plné symboly představují výsledky chemické analýzy částic precipitátu

Vysoká úroveň žárupevnosti oceli P92 byla v Japonsku impulsem k vývoji ocelí s vysokými obsahy wolframu [50]. Výsledky získané v rámci programu COST 501(**C**o-operation in the field of Science and Technology) při studiu oceli se složením blízkým oceli P92, která však neobsahovala bór, prokázaly, že vysokou úroveň žárupevných vlastností oceli P92 nelze zdůvodnit pouze vysokým obsahem wolframu [51].

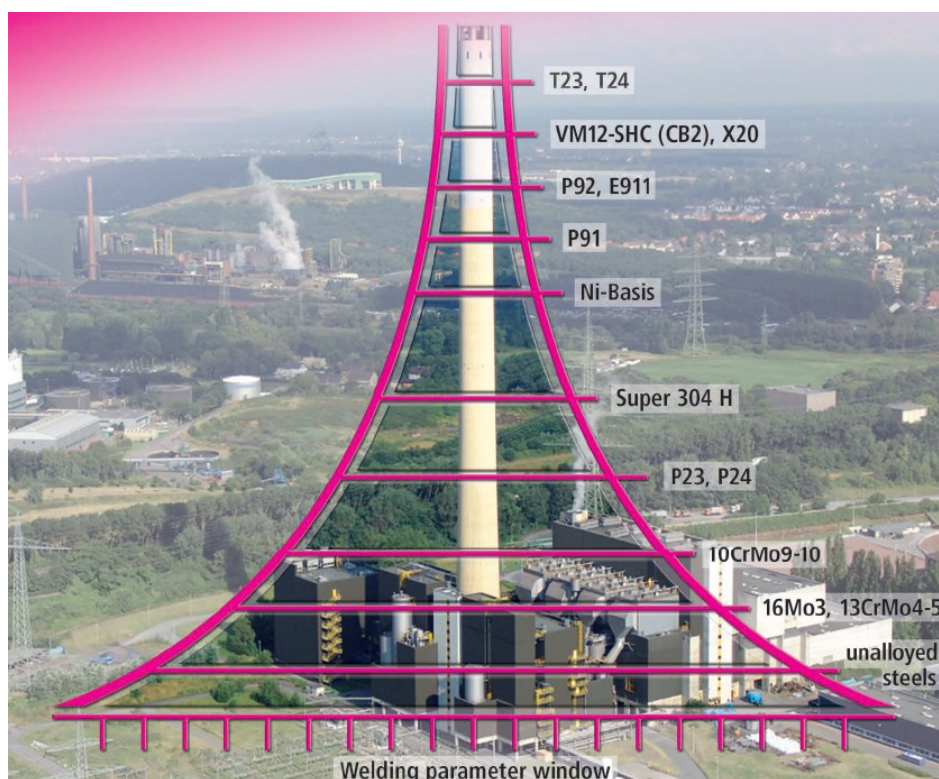
3 Svařitelnost moderních žárupevných ocelí

Při svařování těchto materiálů je nutné mnohem důsledněji a přesněji dodržovat a kontrolovat podmínky svařování, než při svařování původních ocelí pro energetiku. Obrázek 12 ukazuje grafické znázornění náročné svařitelnosti jednotlivých žárupevných ocelí.

Rozhodující podmínky svařování:

- dodržování předepsané teploty předehřevu
- dodržování předepsané teploty interpass
- svařování doporučenými metodami svařování
- dodržovat měrný tepelný příkon do svaru
- klást svarové housenky předepsaným způsobem a svařovat na předepsaný počet vrstev
- dodržovat předepsanou výšku svarových housenek
- tepelné zpracování svaru
- svařovat předepsanými materiály s nízkým obsahem difuzního vodíku [2]

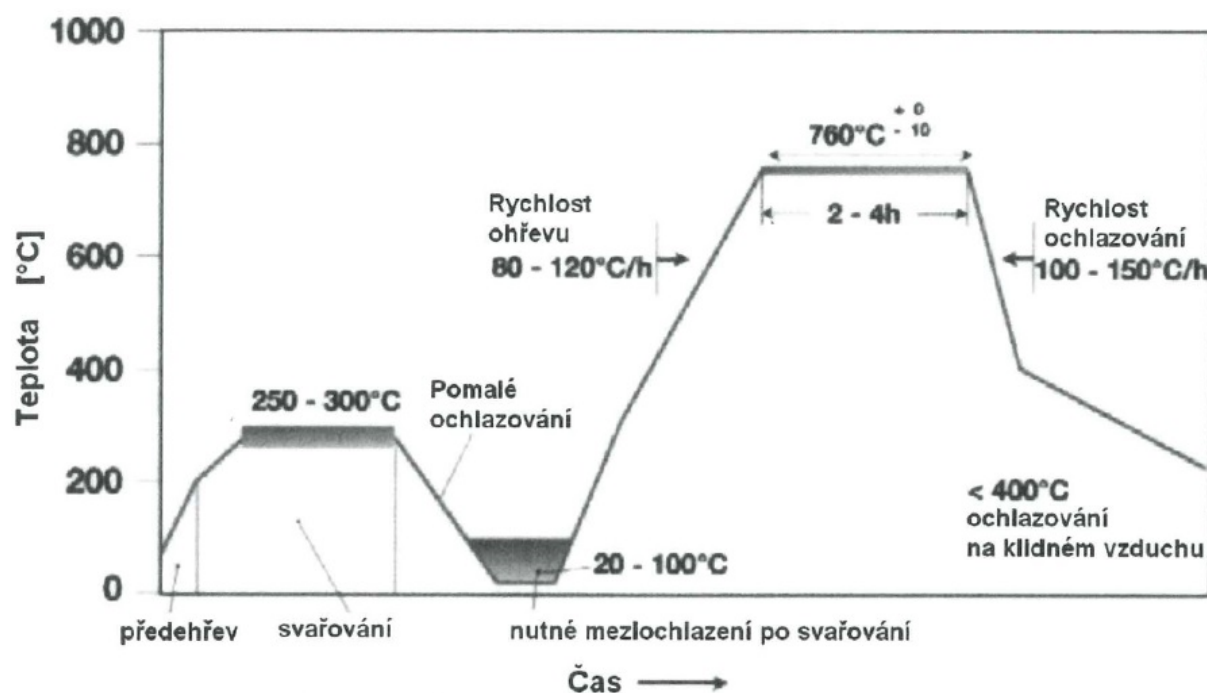
Výška navařovaných housenek by neměla být větší než 2,5 mm. Proto firma Böhler Welding Group doporučuje například svařovat kotlovou trubku Ø 38,3 mm x 6,3 mm technologií 141 na tři vrstvy. Doporučuje se také u větších tloušťek materiálu poslední svarovou housenku pokládat na svarový kov a ne na základní materiál [2].



Obr. 12 – Porovnání podmínek k dosažení potřebných svařovacích parametrů [52]

3.1 Svařování ocelí T/P91 a T/P92

Teploty A_{C1} těchto ocelí jsou nad $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ a teplota M_f je cca $100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Teplota M_s je u 9% Cr ocelí typu P91 a P92 cca $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ až $380\text{ }^{\circ}\text{C}$. Tyto teploty určují teplotní režim při jejich svařování. Teplotní režim doporučený pro svařování ocelí P91 a P92 je zobrazen na obr. 13 [3]. Nízký obsah uhlíku u obou ocelí umožnil snížit teplotu předehřevu pod teplotu M_s . Při svařování proto zůstává v mikrostruktuře malé množství austenitu, který je plastický, rozpouští větší množství difuzního vodíku a tím usnadňuje svařování. Vznikající martenzit musí být popuštěn ještě v průběhu svařování následující svarovou housenkou. Požadavek na svařování housenkami o výšce max. 2,5 mm je proto při tomto způsobu svařování mimořádně důležitý. Svarový spoj je nutné z maximální teploty interpass $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ pomalu ochladit těsně pod teplotu M_f (cca $100\text{ }^{\circ}\text{C}$) a popustit. Nedoporučuje se materiály větších tloušťek ochlazovat na teplotu okolí, ale pouze na teplotu těsně pod M_f . Ochlazování je nutné, aby austenit vynikající při svařování s teplotou předehřevu pod teplotou M_s transformoval na martenzit ještě před popouštěním svarového spoje. V opačném případě by transformoval na martenzit až v průběhu žhání. Důsledkem by bylo snížení plastických vlastností svarového spoje. Oceli jsou náchylné na nízkoteplotní žhací praskavost. Proto musí být ohřevy a ochlazování prováděny velmi pomalu podle doporučení na obr. 13. Doba výdrže na popouštěcí teplotě je závislá na tloušťce svařovaného materiálu a na použitém přídavném materiálu [2].



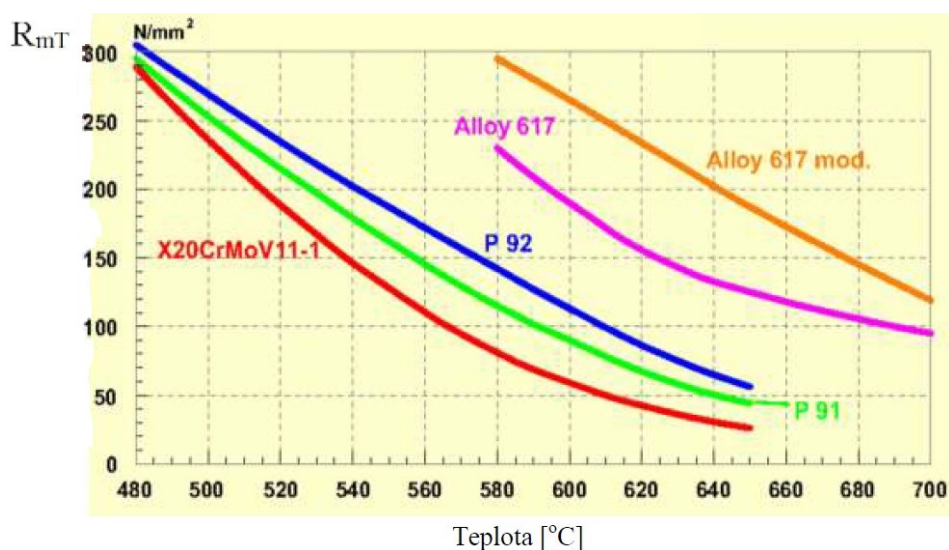
Obr. 13 – Teploty předehřevu při svařování a následující tepelné zpracování martenzitických ocelí P91 a P92 [3]

Z hlediska svařitelnosti moderních modifikovaných žárupevných ocelí je potřeba vycházet z podrobné znalosti jejich transformačních charakteristik, tzn. teplot A_{C1} , A_{C3} , M_s , M_f a přizpůsobit tomu teplotní režim svařování včetně popouštění po svařování. Neméně důležitá je volba přídavného materiálu, dále způsob kladení housenek a měrný tepelný příkon svařování [53].

3.2 Přídavné svařovací materiály pro žárupevné oceli

Martenzitické oceli X20CrMoV12-1, P91, E911 a P92 jsou používány pro potrubí ostré páry, přehřívací potrubí a pro komory. V Německu a v Evropě byl v letech 1960 až 1990 používán materiál X20CrMoV12-1. Přibližně od roku 1990 byla tato ocel nahrazena 9% Cr ocelí P91. Obrázek 3 ukazuje nižší mez pevnosti v tečení materiálu X20CrMoV12-1 v porovnání k ostatním martenzitickým ocelím, jako P91, E911 nebo P92, jakož i k austenitickým ocelím a Ni slitinám. 9% Cr oceli P91, E911 a P92 mají na základě nižšího obsahu C oproti X20CrMoV12-1 svařovací přednosti, poněvadž tvrdost po svaření je přibližně o 200 HV10 nižší (450 HV10 ku 650 HV10) [8].

Mez pevnosti při tečení ocelí P91 a P92 je za 100 000 hodin nižší než např. u slitiny Alloy 617, což ukazuje obr. 14.



Obr. 14 – Mez pevnosti při tečení za 100 000 hodin[3]

U analýz stejnorodých přídavných materiálů k P91, E911 a P92 jsou velice důležité obsahy C, V, Nb, Mn a Ni s ohledem na odpovídající meze pevnosti v tečení (creepu). Obsah C musí činit minimálně 0,08% v čistém svarovém kovu. Proto při svařování pod tavidlem je nutné dbát na vhodný výběr tavidla, kde C nejčastěji vyhořívá.

Další ohraničení analýzy: V = min 0,18 %, Nb = min 0,04%, Mn + Ni ≤ **1,5 %**

Mezní hodnoty V a Nb jsou důležité ve spojení s min. 0,08%C a s min. 0,03%N k vytvoření precipitace dostatečných karbonitridů, které zajišťují mez pevnosti v tečení. Důležitá je i

kontrola obsahu Mn a Ni. Celková max. hodnota 1,5 % Mn + Ni nesmí být překročena, protože doporučená teplota tepelného zpracování 760 °C je bodem přeměny na austenit [8].

Obrázek 6 ukazuje komoru z oceli P92 a firma T-PUT dodala odpovídající přídatné materiály uvedené v tabulce 8 a 9.

Tab. 8: Chemické složení stejnorodých přídatných materiálů k P92 [8]

Chemické složení, hm. % svarového kovu												
Metoda sváření	Přídavný materiál	Ø (mm)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	W	N
111	Thermanit MTS 616	4,0	0,11	0,27	0,65	8,95	0,53	0,70	0,19	0,044	1,72	0,045
141	Thermanit MTS 616	2,4	0,10	0,36	0,44	8,89	0,41	0,72	0,23	0,069	1,75	0,052

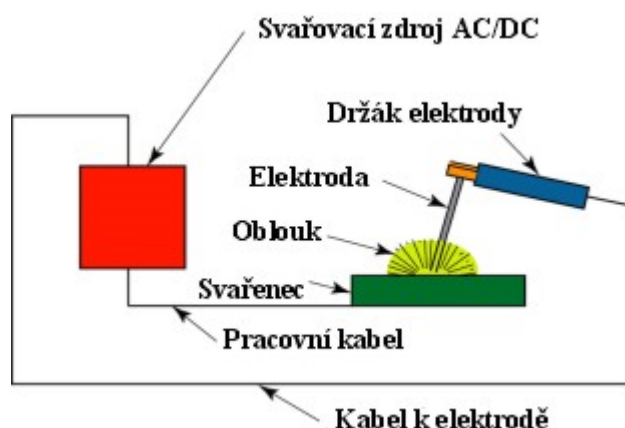
Tab. 9: Mechanické hodnoty stejnorodých přídatných materiálů k P92 [8]

Mechanické hodnoty při 20 °C, po tepel. zprac. svarového kovu							
Metoda svařování	Přídavný materiál	T. Z. °C/h	Ø (mm)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	A _v , ISO-V (J)
111	Thermanit MTS 616	760/2	4,0	675	800	18	54
141	Thermanit MTS 616	760/0,5	2,4	751	854	19	64

4 Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou – 111

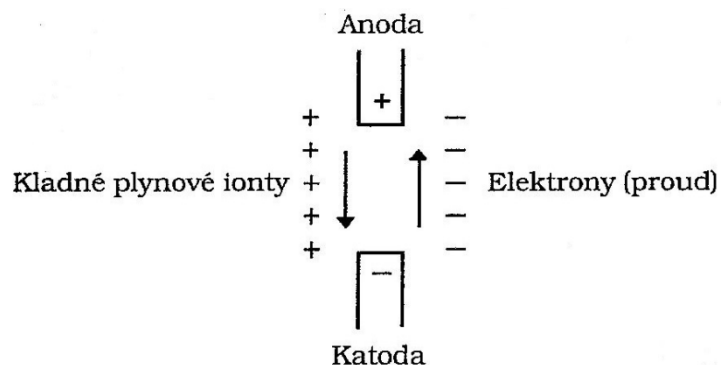
Tato metoda svařování je číselně označena dle normy ČSN EN ISO 4063 číslicí 111 (evropská zkratka MMA: manual metal arc welding, americká zkratka: SMAW shielded metal arc welding). Touto metodou se dají svařovat různé kovové materiály ve všech polohách, proto patřila dlouho mezi základní metody svařování. Její použití je již v dnešní době nahrazeno progresivními metodami svařování.

Zdrojem tepla při obloukovém svařování je elektrický oblouk hořící mezi koncem obalené elektrody a svařovaným materiálem. Elektrický oblouk taví kov elektrody a roztavuje povrch základního materiálu. Roztavený kov elektrody přechází sloupcem oblouku do tavné lázně a slitím přídavného materiálu a nataveného základního materiálu vzniká svar [54]. Elektrický oblouk využívaný pro svařování lze charakterizovat jako elektrický výboj hořící za normální teploty a normálního tlaku [55].



Obr. 15 – Schéma metody svařování 111 [56]

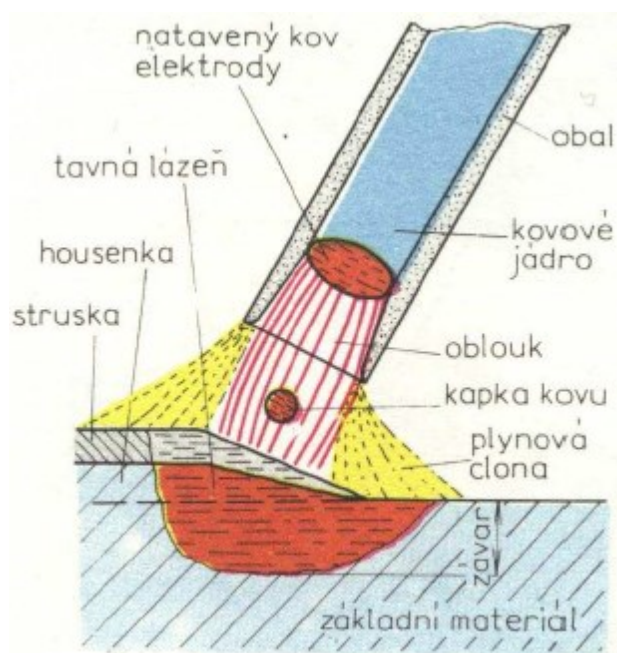
Svařovací oblouk je elektrický výboj kruhového průřezu, který prochází horkým ionizovaným plynem. Pro svařovací oblouk je charakteristické napětí 10 V až 50 V a proud 10 A až 2 000 A. V oblouku jsou na žhavé katodě uvolňovány elektrony, ty dopadají na anodu (2 600 °C) a kladné ionty dopadají od anody na katodu (2 400 °C). Teplota oblouku je přes 5 000 °C. Při obloukovém svařování stejnosměrným proudem hovoříme o přímé polaritě oblouku, je-li na elektrodě pól minus a na základním materiálu pól plus. V opačném případě, na elektrodě je pól plus a na základním materiálu minus jde o nepřímou polaritu [57]. Poměry přesunu částic v oblouku ukazuje obr. 16.



Obr. 16 – Přesuny částic v oblouku [54]

4.1 Pochody v elektrickém oblouku

Tavení elektrod i základního materiálu je provázáno vždy vyhoříváním některých prvků. Při svařování oceli např. vyhořívá z elektrody mangan a křemík. Tyto prvky je nutno v odpovídajícím množství dodat do obalu elektrody nebo jich musí více obsahovat jádro elektrody. Při nedostatečné ochraně tavné lázně může také docházet k obohacování svarového kovu plyny z prostředí obklopujícího svařované místo, z přídavného materiálu, nečistot, rzi apod. Plyny obsažené ve vzduchu (především kyslík a vodík) a vodní pára mohou významně ovlivnit jakost spojení a vyžadují technologická opatření, jak jejich účinek omezit. Ochrana před účinky plynů je prováděna vhodnými obaly elektrod se struskotvornými přísadami. Vzniklá struska může svým složením způsobit redukci vzniklých oxidů v roztaveném kovu [54].



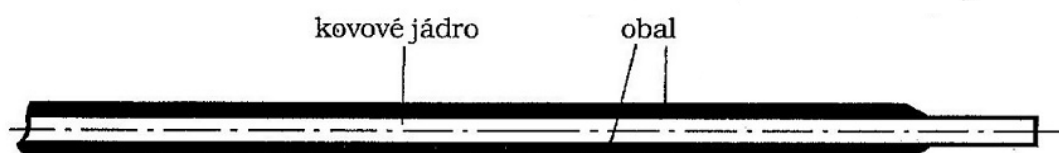
Obr. 17 – Přenos kovu při obloukovém svařování [56]

4.2 Elektrody pro ruční obloukové svařování

Pro ruční obloukové svařování elektrickým obloukem se jako přídavné materiály používají obalené elektrody. Skládají se z jádra (drátu) a obalu elektrody - obr. 18. Jádro elektrody tvoří kov, který se v oblouku taví, je přenášen obloukem do svaru a po smísení s nataveným základním materiálem tvoří svarový spoj. Obal elektrody se při svařování vypařuje a má vliv na vlastnosti elektrody i na výslednou jakost svaru [54].

Jádrový drát se vyrábí v průměrech 1,6 mm, 2,0 mm, 2,5 mm, 3,2 mm, 4,0 mm, 5,0 mm, 6,0 mm a 8,0 mm.

Vyráběné délky elektrod v mm jsou: 150, 200, 250, 300, 350 a 450.



Obr. 18 – Řez obalenou elektrodou [54]

Elektrody pro ruční obloukové svařování lze obecně rozdělit podle základního materiálu do následujících skupin:

- elektrody pro svařování nelegovaných nízkouhlíkových ocelí,
- elektrody pro svařování nízkolegovaných ocelí
- elektrody pro svařování nízkolegovaných žárupevných ocelí
- elektrody pro svařování vysokolegovaných ocelí
- elektrody pro navařování vrstev se zvláštními vlastnostmi
- elektrody pro svařování barevných kovů
- elektrody pro svařování šedé litiny
- elektrody pro jadernou energetiku
- elektrody pro zvláštní účely

Podle poměru celkového průměru D elektrody (včetně obalu) k průměru jádra d se rozlišují elektrody:

- | | |
|------------------------|----------------------|
| ▣ tenké obalené | D/d do 1,2 |
| ▣ středně obalené | D/d do 1,2 až 1,45 |
| ▣ tlustě obalené | D/d do 1,45 až 1,8 |
| ▣ velmi tlustě obalené | D/d nad 1,8 |

Podle složení obalu se rozlišují elektrody na:

- kyselé označení A
- bazické označení B
- celulózové označení C
- rutilové označení R
- rutil-kyselé označení RA
- rutil-bazické označení RB
- rutil-celulózové označení RC
- tlustostěnné rutilové označení RR
- stabilizační
- se solí halových prvků
- zvláštní (např. grafitový obal) [54]

Funkce obalu elektrod:

- funkce plynotvorná – v obalu jsou přítomny plynotvorné látky (např. celulóza), které při hoření oblouku vytvářejí „ochrannou atmosféru“ a brání přístupu kyslíku a dusíku ze vzduchu ke svarové lázni,
- funkce ionizační – soli alkalických kovů (sodíku, draslíku, vápníku, titanu) usnadňují zapalování oblouku a stabilizují jeho hoření,
- funkce metalurgická – slouží k ochraně před vypálením, propalem některých prvků při jejich průchodem el. obloukem, zejména chromu, manganu, křemíku, atd. [55]

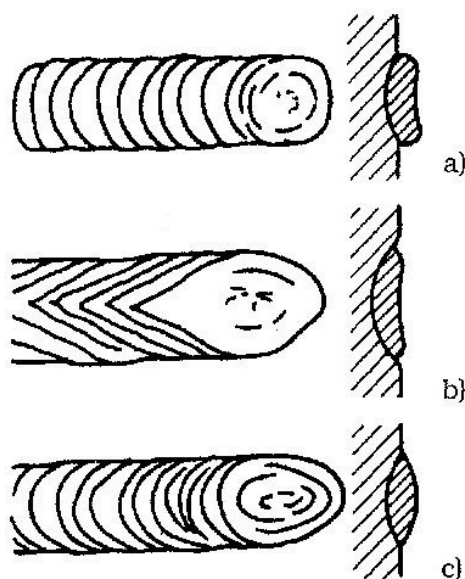
4.3 Nastavení svařovacího proudu

Svařovací proud se nastavuje vždy před započítím práce podle údajů uvedených na obalu výrobcem elektrod. Proud se volí v přípustném proudovém rozmezí podle polohy svařování. Vyšší hodnoty z doporučeného rozmezí se používají pro rychlé svařování koutových svarů do úžlabí, střední hodnoty pro svařování v poloze vodorovné shora, nižší hodnoty pro svařování svislých svarů [54].

Příliš malý svařovací proud má za následek zhasínání oblouku, elektroda se lepí a je obtížné udržet oblouk normální délky. Navařená housenka je vypouklá, nemá dostatečný závar, přechod do základního materiálu je strmý - obr. 19 a.

Naopak příliš velký proud se pozná podle toho, že se elektroda žhaví, svarový kov se rozstříkává a při svařování oblouk „prská“. Tavná lázeň je široká, kresba na povrchu housenky je protáhlá a špičatá - obr. 19 b. Podél svaru se mohou vyskytovat tzv. zápaly.

Při správně nastaveném svařovacím proudu je kresba housenky eliptická a svarový kov přechází do základního kovu plynule - obr. 19 c.



Obr. 19 – Vliv intenzity svařovacího proudu na svarovou housenku [54].

Nejsou-li k dispozici údaje výrobce o rozsahu svařovacího proudu, je možno stanovit svařovací proud orientačně podle těchto vztahů:

- pro kyselé a rutilové elektrody $I = (40 \text{ až } 55) \cdot d$
- pro bazické elektrody $I = (35 \text{ až } 50) \cdot d$

kde I je svařovací proud (A) a d je průměr elektrody (mm) [54].

Technika svařování obalenou elektrodou

Technika pohybu elektrody zahrnuje zapalování oblouku, sklon elektrody, postupný a kývavý pohyb elektrody, nastavování svarové housenky a zakončení svarové housenky.

Zdravotní a bezpečnostní rizika

Při svařování obalenými elektrodami elektrickým obloukem musí svářeči a všichni pracovníci přicházející do styku s touto technologií dodržovat bezpečnostní předpisy obsažené v normě ČSN 05 0630 [55].

EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

5 Svařování ocelových desek

Svařování tupých svarových spojů se uskutečnilo ve svařovně Českého svářečského ústavu, s. r. o. v Ostravě, v areálu VŠB-TUO.

Ke svařování byly připraveny čtyři páry zkušebních svarových desek (označeny č. 1 až 4) z materiálu P92 (X10CrWMoVNb9-2), tavby č. 54380. Chemické složení tavby č. 54380 je uvedeno v tabulce 10. Ocel P92 tavby č. 54380 byla tepelně zpracována na jakost režimem 1060 °C/1 h s náhřevem 150 °C/h, ochlazování v oleji. Poté popouštěna 770 °C/1 h s náhřevem 100 °C/h, ochlazování 150 °C/h do teploty 400 °C, potom volně na vzduchu.

Chemická analýza použité oceli P92 byla provedena ve zkušební laboratoři č. 1036 akreditované ČIA ve firmě VÍTKOVICE TESTING CENTER s. r. o.

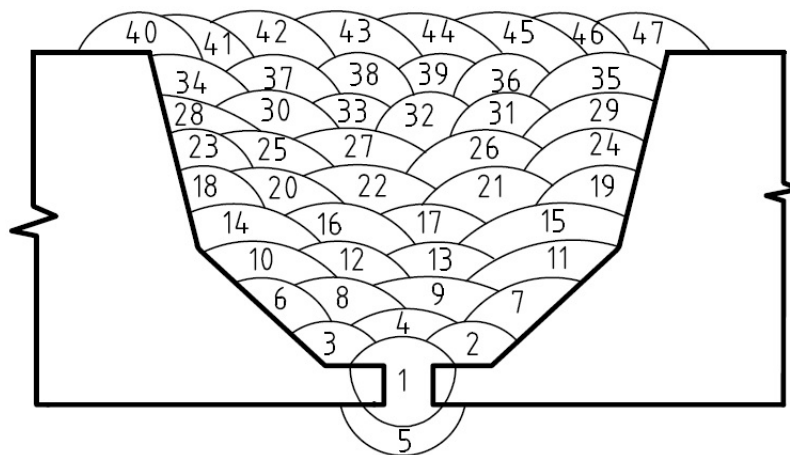
Tab.10: Chem. složení. tavby 54380 oceli P92 (X10CrWMoVNb9-2) v %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0,109	0,30	0,44	0,016	0,0026	8,86	0,404	0,288
Al-c	Nb	V	W	N	B	Ti	
0,011	0,049	0,191	1,69	0,0481	0,0033	<0,004	

Zkušební svarové desky č. 1 a 2 měly rozměr 18 mm x 150 mm x 260 mm, zkušební desky č. 3 a 4 měly rozměr 18 mm x 150 mm x 255 mm.

Zkušební desky se svařovaly metodami 141 a 111.

Metodou 141 (WIG) se svařovala kořenová oblast tupého svarového spoje a to pěti svarovými housenkami. Nejdříve byly zhotoveny svarové housenky č. 1 až č. 4 v poloze PA, svařenec se otočil dnem vzhůru, do housenky č. 1 se vybrousil zářez tvaru písmene V a provedla se tzv. krycí housenka č. 5 kořene svaru v poloze PA - obr. 20. Další výplňové housenky se svařovaly metodou 111.



Obr. 20 – Postup svařování

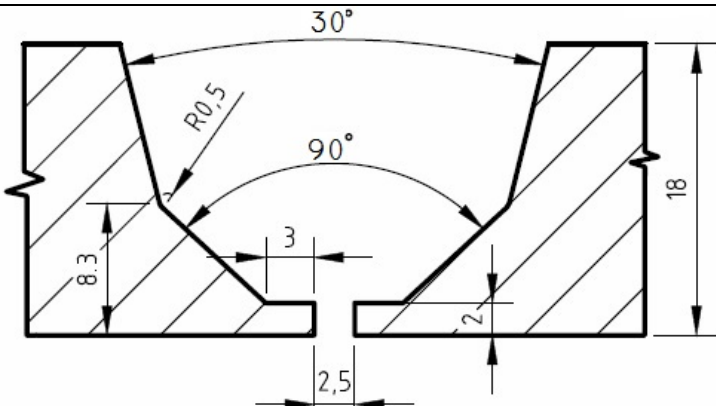
Parametry svařování, rychlost svařování a teplotu interpass jsem měřil a zapisoval do záznamů o svařování. V záznamech o svařování jsou uvedeny všechny údaje důležité pro svařování, tyto záznamy jsou přílohami A, B, C a D zařazeny na konci této práce.

Značení zkušebních svařených desek:

- svařená deska č. 1 = **P92/1** (tepelné zpracování 760 °C/1 h)
- svařená deska č. 2 = **P92/2** (tepelné zpracování 760 °C/2 h)
- svařená deska č. 3 = **P92/3** (tepelné zpracování 760 °C/3 h)
- svařená deska č. 4 = **P92/4** (tepelné zpracování 760 °C/4 h)

Pro svařování desek se použilo svařovacích parametrů uvedených v tabulce 11.

Tab. 11: Parametry svařování zkušebních spojů

Schéma spoje	
Poloha svařování	PA
Metoda svařování	141 – kořen, 111 – výplň
Ochrana svaru	Argon 4.8, množství 10 l / min
Svařovací materiál	<p>141 – Thermanit MTS 616 (2x1000mm), EN 12070-WZ CrMoWVNb 9 0,5 1,5</p> <p>111 – Thermanit MTS 616 (2,5x300mm), EN ISO 3580-A - E ZCrMoWVNb 9 0,5 2B42H5</p>
Svařovací proud	<p>141: 80 A – 135 A</p> <p>111: 113 A – 120 A</p>
Svařovací napětí	<p>141: 11 V – 16 V</p> <p>111: 20 V – 24 V</p>

Rychlost svařování	141: 0,79 – 1,53 mm.s ⁻¹ 111: 3,81 – 5,20 mm.s ⁻¹
Teplota předehřevu	min. 200 °C
Interpass teplota	max. 300 °C
Teplota / čas dohřevu	250 °C/2 h

Kořenová oblast svarových spojů zkušebních desek byla svařována metodou 141 (WIG). Byl použit přídatný materiál (drát) značky Thermanit MTS 616, EN 12070-WZ CrMoWVNb 9 0,5 1,5 od výrobce Böhler Thyssen Schweisstechnik.

Přídavný materiál má tyto vlastnosti:

Tab. 12: Chemické složení přídatného materiálu (WIG drátu) v % [8]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N
0,10	0,38	0,45	8,80	0,40	0,60	1,60	0,20	0,06	0,04

Tab. 13: Minimální mechanické hodnoty přídatného materiálu (WIG drátu) při běžné teplotě a po tepelném zpracování 760 °C/>2 h [8]

R _e (MPa) Mez kluzu	R _m (MPa) Mez pevnosti v tahu	A ₅ (%) Tažnost	KV (J) Nárazová práce
560	720	15	41

Výplňová oblast svarových spojů zkušebních desek byla svařována metodou 111. Byl použit přídatný materiál (obalená bazická elektroda) značky Thermanit MTS 616, EN ISO 3580 - A - E ZCrMoWVNb 9 0,5 2B42H5 od výrobce Böhler Thyssen Schweisstechnik.

Přídavný materiál má tyto vlastnosti:

Tab. 14: Chemické složení přídatného materiálu (elektrody) v % [8]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N
0,11	0,20	0,60	8,80	0,50	0,70	1,60	0,20	0,05	0,05

Tab. 15: Minimální mechanické hodnoty přídatného materiálu (elektrody) při běžné teplotě a po tepelném zpracování 760 °C/>2 h [8]

R _e (MPa) Mez kluzu	R _m (MPa) Mez pevnosti v tahu	A ₅ (%) Tažnost	KV (J) Nárazová práce
560	720	15	41

6 Tepelné zpracování zkušebních svarových spojů

Zjistit a vyhodnotit vliv tepelného zpracování na vlastnosti jednotlivých svarových spojů je hlavním tématem experimentální části této práce. Všechny čtyři svarové desky byly svařovány za dodržení stejných podmínek. Po svaření, byly svarové desky tepelně zpracovány za rozdílných časových podmínek.

Před samotným svařováním byly svarové desky přehřívány v elektrické ohřívací peci na teplotu min. 200 °C. V průběhu svařování jsem měřil dotykovým teploměrem teplotu interpass, která musela být udržována v rozmezí od 200 °C do 300 °C. Po ukončení svařování byly zkušební svarové desky dohřívány znovu v elektrické ohřívací peci při teplotě 250 °C po dobu 2 hodin. Pro přehlednost je tepelné zpracování svarových desek po svařování uvedeno v tab. 16.

Tab. 16: Tepelné zpracování zkušebních svarových desek po svaření

Teplota tepel. zprac./čas výdrže	P92/1 → 760 °C/1 h
	P92/2 → 760 °C/2 h
	P92/3 → 760 °C/3 h
	P92/4 → 760 °C/4 h

7 Nedestruktivní zkoušky svarových spojů

Nedestruktivními zkouškami, radiografickou a kapilární se hodnotily svarové spoje. Nedestruktivní zkoušky všech čtyř svarových spojů byly provedeny ve zkušební laboratoři č. 1610 akreditované ČIA zastoupené firmou Controltest s. r. o., Ostrava 9.

7.1 Radiografická zkouška

Zkouška prozařováním RT byla provedena v prozařovně BorsodChem MCHZ, s. r. o. v Ostravě-Mariánských Horách dle normy ČSN EN 1435 (radiografické zkoušení – metody rentgen a gama záření využívající film).

Všechny čtyři svarové spoje byly prozařovány v rozsahu 100% rentgenovou lampou ERESCO 42 MF s velikostí ohniska 3x1 mm, o napětí 200 kV a proudu 4,5 mA. Výsledek zkoušky byl zaznamenán na film C4 – Agfa D5 VAC (10x48) cm, film byl zpracován automaticky. Při prozařování byla použita fólie přední/zadní 0,127 mm/0,127 mm Pb a měrka 10 FE EN – W13. Výsledek zkoušky byl hodnocen dle normy ČSN EN 12517-1, stupeň přípustnosti 1. **Výsledek zkoušky všech čtyř svarových spojů = vyhovující.**

7.2 Kapilární zkouška

Kapilární zkouška byla provedena v prostorách Ostrava - BorsodChem MCHZ, s. r. o. – prozařovna dle normy ČSN EN 571-1 povrchová.

Všechny čtyři svarové spoje byly zkoušeny v rozsahu 100% při teplotě 20 °C a intenzitě osvětlení 1050 lx. Zkušebním prostředkem byla použita sada Helling Nord test, která se skládala z penetrantu U 88, čističe U87 a vývojky U89. Penetrant se nechal působit 10 minut. Hodnotilo se ihned po zaschnutí a po 10 minutách. Výsledek zkoušky byl hodnocen dle normy ČSN EN ISO 23277 - stupeň přípustnosti 1. **Výsledek zkoušky všech čtyř svarových spojů = vyhovující.**

8 Destruktivní zkoušky svarových spojů

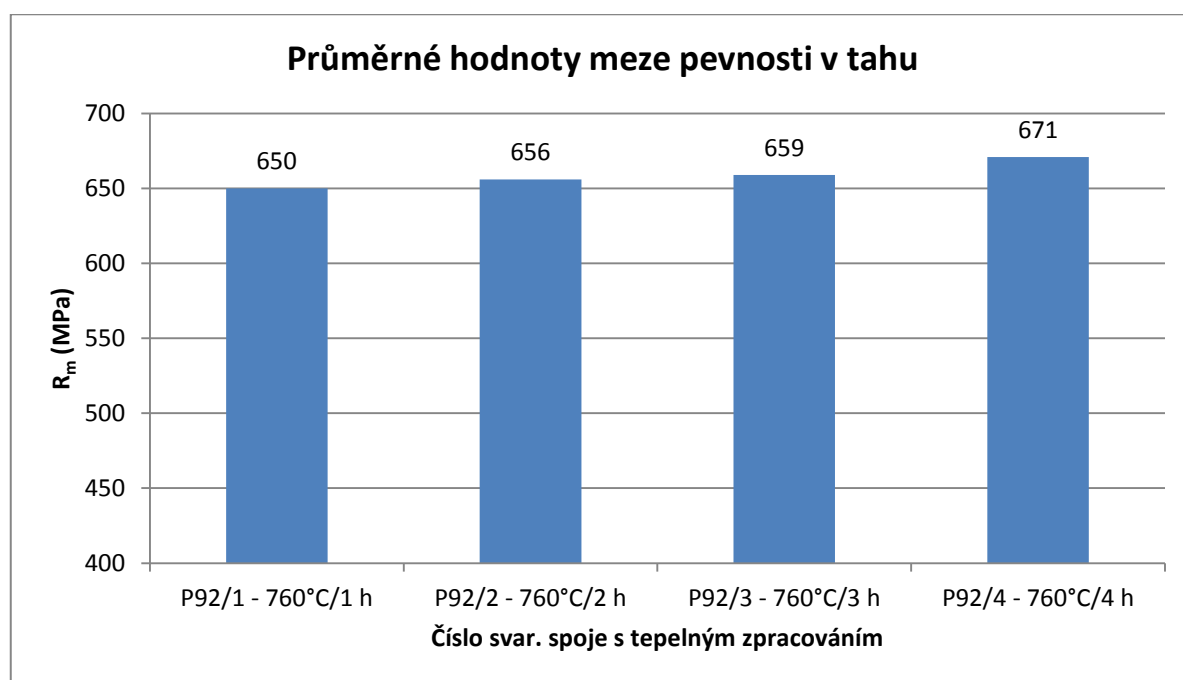
Destruktivními zkouškami, zkouškou makrostruktury a mikrostruktury, příčnou zkouškou tahem, zkouškou rázem v ohybu a zkouškou tvrdosti se hodnotily svarové spoje. Destruktivní zkoušky svarových spojů byly provedeny ve zkušební laboratoři č. 1036 akreditované ČIA ve firmě VÍTKOVICE TESTING CENTER s. r. o.

8.1 Zkouška tahem

Příčná zkouška tahem byla provedena zkušebním trhačím strojem za teploty 20 °C dle normy ČSN EN ISO 4136 na dvou zkušebních tyčích odebraných z každé svařené desky. K lomu došlo vždy mimo svar.

Tab. 17: Hodnoty ze zkoušky tahem pro zkušební tyče odebrané ze svařených desek

Svarový spoj č.	Tepelné zpracování	Průřez vzorku (mm ²)	Max. zatížení (kN)	Mez pevnosti v tahu R_m (MPa)	Průměrná mez pevnosti v tahu R_m (MPa)
P92/1	760 °C/1 h	450	291	647	650
		450	294	653	
P92/2	760 °C/2 h	450	293	651	656
		450	297	660	
P92/3	760 °C/3 h	441,8	292	661	659
		441,8	290	656	
P92/4	760 °C/4 h	440	296	673	671
		440	294	668	



Graf 1: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu zkušebních tyčí odebraných ze svarových spojů

Vyhodnocení:

Pevnost v tahu dle normy ČSN EN 10216-2+A2 je stanovena: $R_m = 620$ MPa až 850 MPa. Tomuto rozsahu pevnosti v tahu vyhovují všechny zkušební tyče ze svařených desek. S prodlužující se dobou tepelného zpracování mez pevnosti vzrůstá minimálně, téměř se nemění.

8.2 Zkouška rázem v ohybu

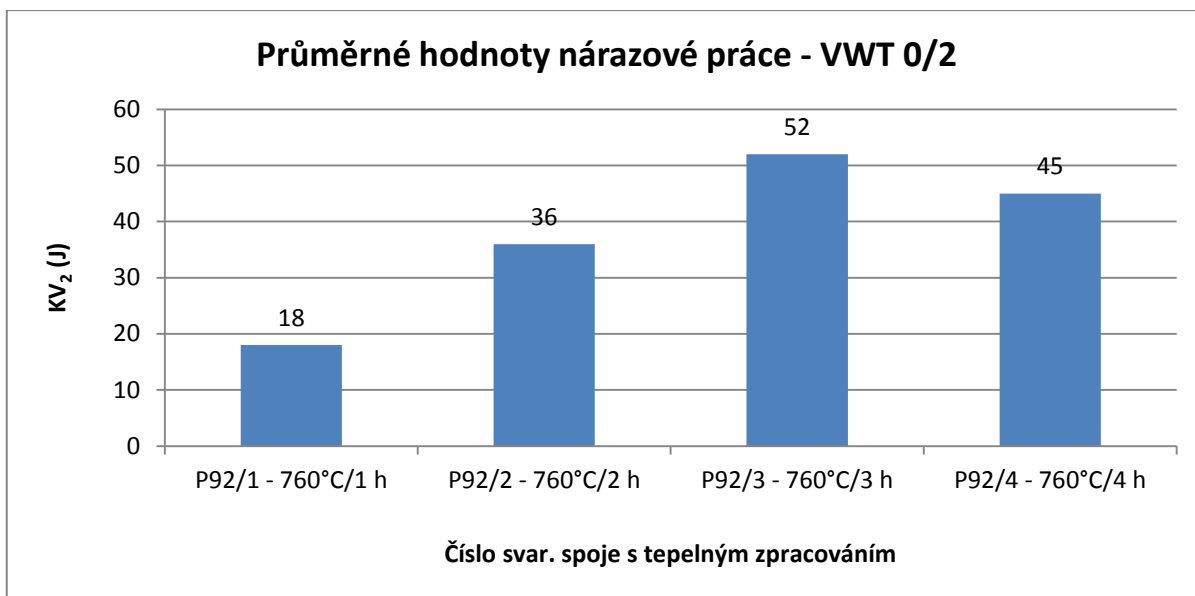
Zkouška rázem v ohybu byla provedena dle normy ČSN ISO 148-1 při teplotě 20 °C. Norma ČSN EN ISO 9016 pouze doplňuje tuto normu o umístění zkušebních tyčí ve svarovém spoji, způsob značení zkušebních tyčí a doplňující požadavky zkušebního protokolu. Z každé svařené desky bylo vyrobeno 6 zkušebních tyčí.

První 3 zkušební tyče byly s vrubem VWT 0/2 (V: Charpy V vrub, W: vrub ve svarovém kovu, referenční linie je v ose svaru, T: vrub je kolmý k povrchu svarového spoje, 0: vrub je v ose svaru, 2: vzdálenost 2 mm mezi horním povrchem svarového spoje a bližším povrchem zkušební tyče).

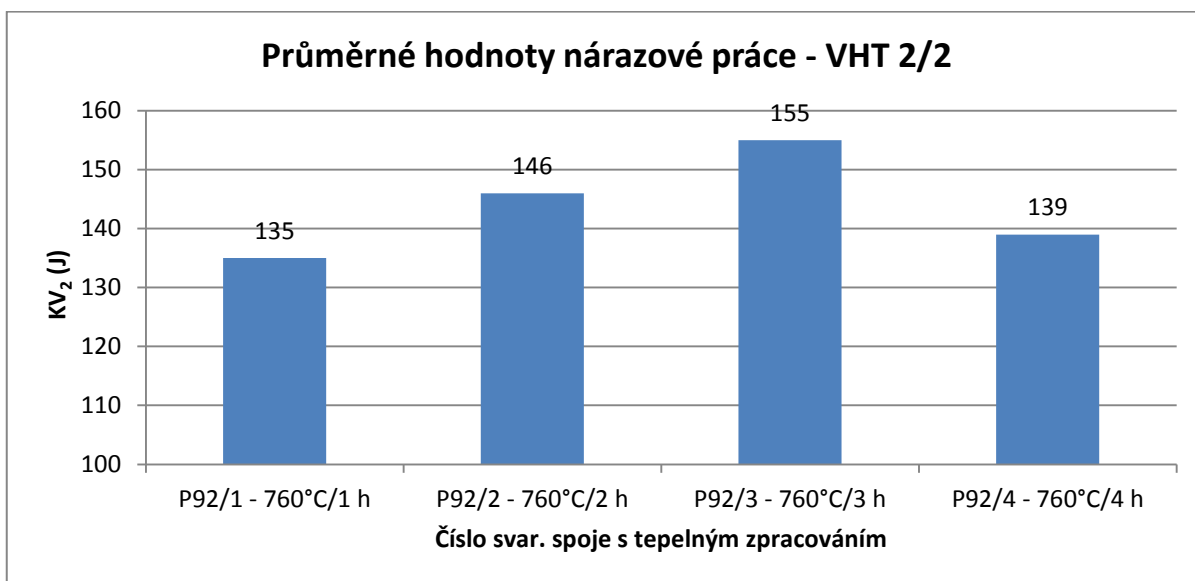
Další 3 zkušební tyče byly s vrubem VHT 2/2 (V: Charpy V vrub, H: vrub v TOO, referenční linií „RL“ je linie natavení, T: vrub je kolmý k povrchu svarového spoje, 2: vzdálenost středu vrubu od RL je 2 mm, 2: vzdálenost 2 mm mezi horním povrchem svarového spoje a bližším povrchem zkušební tyče). Při zkouškách bylo použito Charpyho kladivo s max. energií 300 J. Hodnoty nárazové práce jsou uvedeny v následující tab. 18.

Tab. 18: Naměřené hodnoty nárazové práce KV_2 ze zkoušky rázem v ohybu

Svarový spoj č., vzorek	Umístění vrubu	Typ tyče	Nárazová práce KV_2 (J)	Průměrná hodnota nárazové práce KV_2 (J)
P92/1 V1-V3	VWT 0/2	KV_2 10x10 mm	12	18
			16	
			25	
P92/1 V4-V6	VHT 2/2	KV_2 10x10 mm	130	135
			138	
			137	
P92/2 V1-V3	VWT 0/2	KV_2 10x10 mm	40	36
			34	
			34	
P92/2 V4-V6	VHT 2/2	KV_2 10x10 mm	141	146
			147	
			149	
P92/3 V1-V3	VWT 0/2	KV_2 10x10 mm	70	52
			42	
			43	
P92/3 V4-V6	VHT 2/2	KV_2 10x10 mm	137	155
			158	
			170	
P92/4 V1-V3	VWT 0/2	KV_2 10x10 mm	54	45
			51	
			29	
P92/4 V4-V6	VHT 2/2	KV_2 10x10 mm	135	139
			151	
			130	



Graf 2: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s V vrubem 2 mm umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 odebraných ze svarových spojů



Graf 3: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s V vrubem 2 mm umístěným v TOO VHT 2/2 odebraných ze svarových spojů

Vyhodnocení:

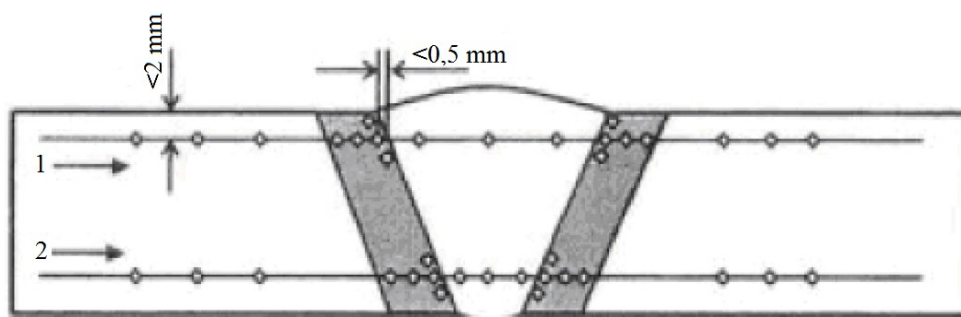
Minimální průměrná nárazová práce KV_2 (J) při teplotě 20 °C příčně dle normy ČSN EN 10216-2+A2 je stanovena: $KV_2 = 27$ J. Této hodnotě nevyhovuje pouze zkušební tyč ze svarového spoje P92/1 s vrubem VWT 0/2.

Zkušební tyče s vruby VWT 0/2 i s vruby VHT 2/2 mají v obou grafech stoupající tendenci od 1. do 3. vzorku (P92/3), kde dosahují maxima a následně u 4. vzorku hodnota nárazové práce klesla. Průměrné hodnoty nárazové práce s vruby VWT 0/2 se pohybují v rozsahu od 18 J do 52 J a hodnoty s vruby VHT 2/2 jsou v rozsahu od 135 J do 155 J.

8.3 Zkouška tvrdosti

Zkoušky tvrdosti svarových spojů byly provedeny podle normy ČSN EN ISO 9015-1. Tvrdost všech částí svarového spoje byla měřena tvrdostí dle Vickerse při zatížení HV10, při teplotě okolí 20 °C.

Měření tvrdosti bylo provedeno ve dvou vrstvách. Byla měřena tvrdost shora ve vrstvě 2 mm pod povrchem svaru a ve vrstvě 2 mm zdola v kořenové oblasti. Body měření byly umístěny ve všech pásmech svarového spoje, tedy v základním materiálu, v tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a ve svarovém kovu. Doporučená vzdálenost mezi středy vtisků v tepelně ovlivněné oblasti pro tvrdost HV10 u kovů na bázi železa kromě austenitických ocelí, dle normy ČSN EN ISO 6507-1 je stanovena na 1 mm. Umístění vtisků na tupých svarech je uvedeno v následujícím obrázku.

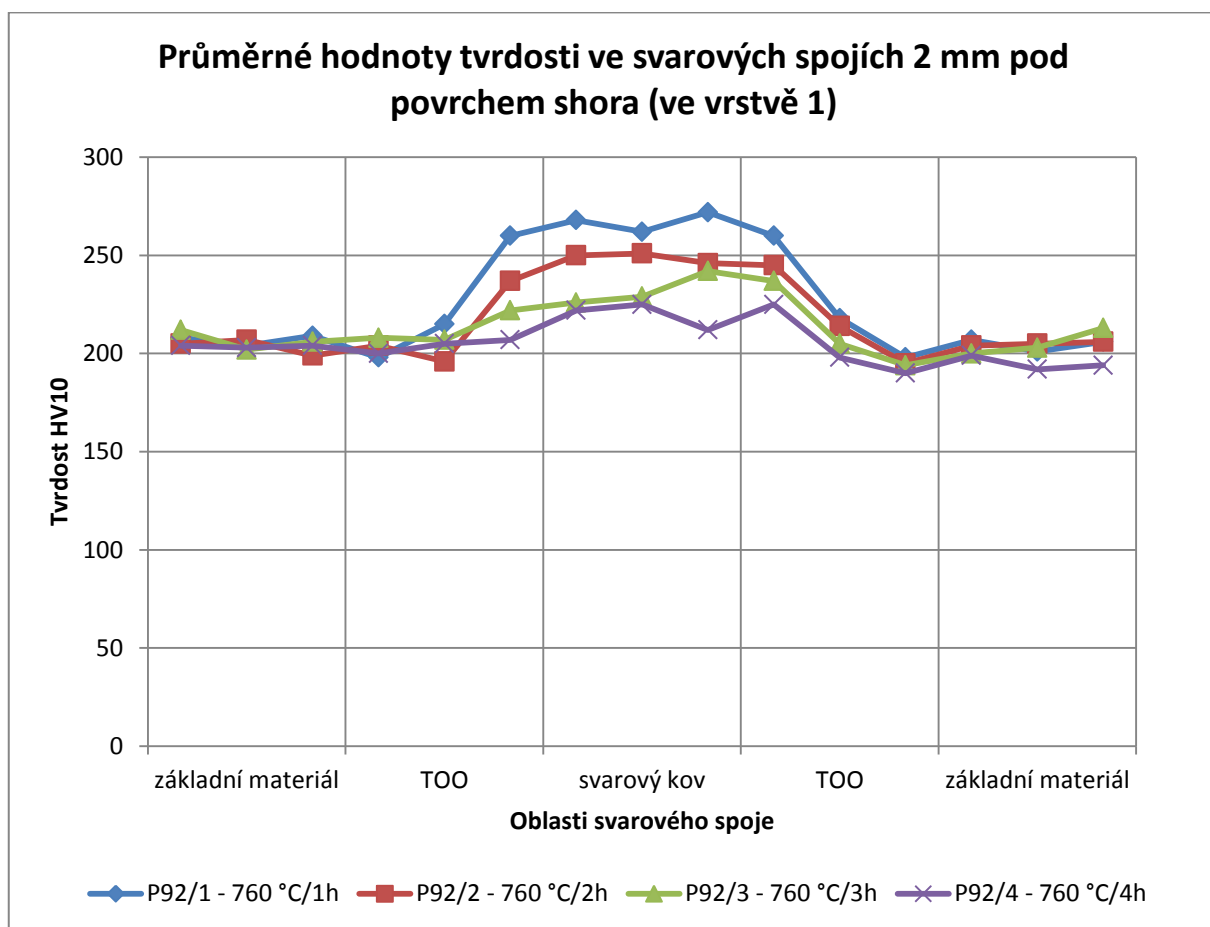


Obr. 21 – Umístění vtisků na tupém svaru ve vrstvě 1 a 2

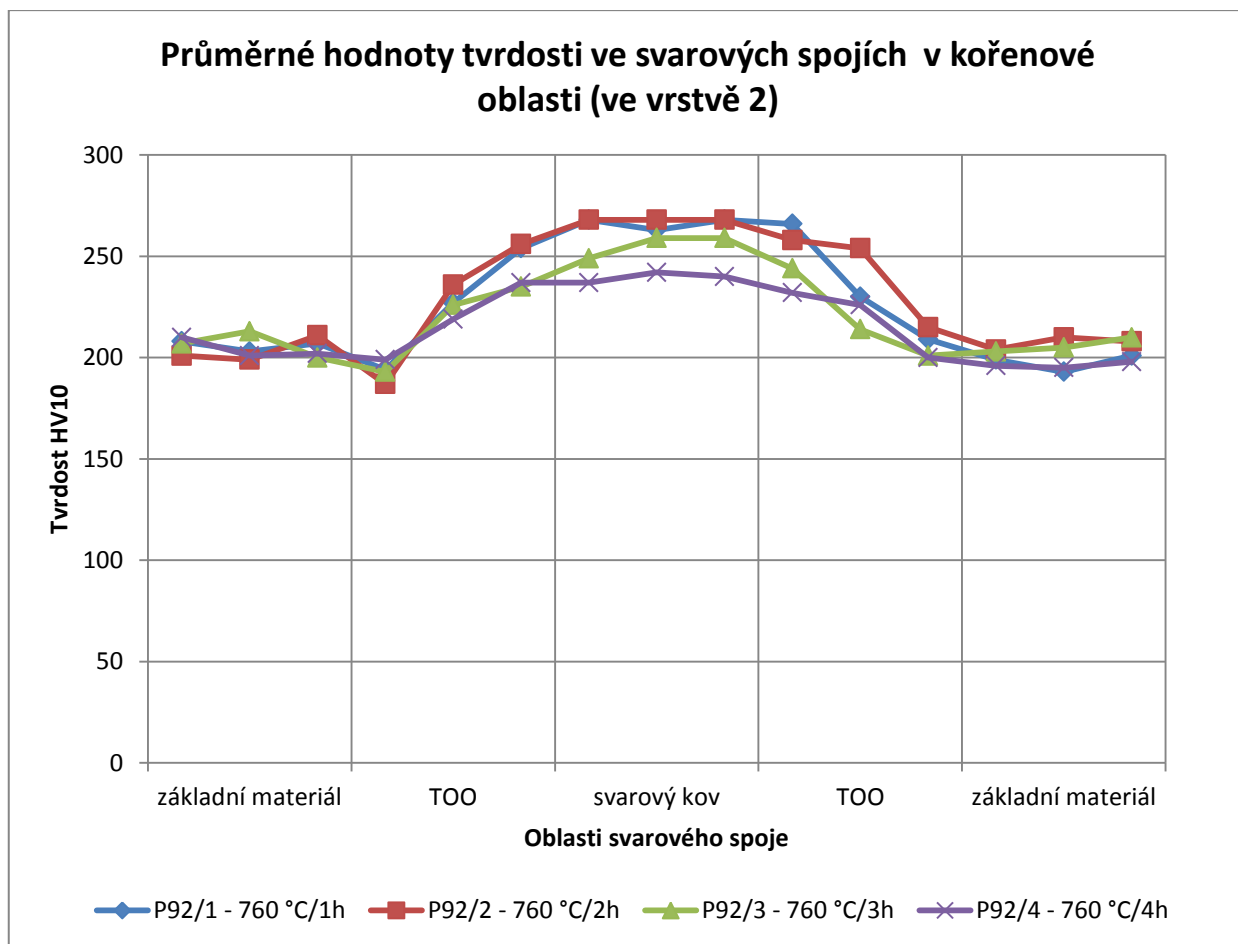
Z každé svařené desky byly odebrány 2 zkušební vzorky pro měření tvrdosti, hodnoty tvrdosti těchto 2 vzorků jsem zprůměroval a budu je uvádět jako 1 průměrnou hodnotu za každou svařenou desku. Průměrné hodnoty jsou uvedeny v tabulce 19 a následujících grafech.

Tab. 19: Naměřené průměrné hodnoty tvrdosti HV10 ze dvou zkušebních vzorků z každého svar. spoje ve vrstvě 1 a 2

Č. svar. spoje s tepel. zprac.	Místo měření	Základní materiál			TOO			Svarový kov			TOO			Základní materiál		
P92/1 760 °C/1 h	1	208	204	209	198	215	260	268	262	272	260	218	198	207	201	206
	2	208	203	207	194	227	254	268	263	268	266	230	209	199	193	201
P92/2 760 °C/2 h	1	205	207	199	204	196	237	250	251	246	245	214	195	204	205	206
	2	201	199	211	187	236	256	268	268	268	258	254	215	204	210	208
P92/3 760 °C/3 h	1	212	202	206	208	207	222	226	229	242	237	205	194	200	203	213
	2	207	213	200	193	226	235	249	259	259	244	214	201	203	205	210
P92/4 760 °C/4 h	1	204	203	204	200	205	207	222	225	212	225	198	190	199	192	194
	2	210	201	202	199	219	237	237	242	240	232	226	200	196	195	198



Graf 4: Srovnání průměrných hodnot tvrdosti ve vrstvě 1, tj. 2 mm pod povrchem svarových spojů shora



Graf 5: Srovnání průměrných hodnot tvrdosti ve vrstvě 2, tj. v kořenové oblasti

Vyhodnocení:

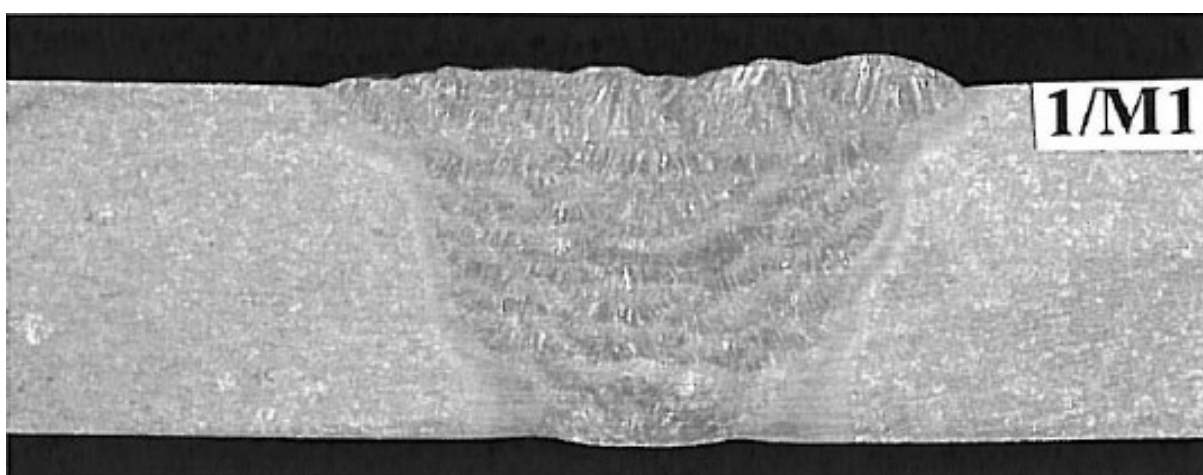
Z grafu č. 4 vyplývá, že nejvyšší tvrdost ve vrstvě 1 v oblasti svarového kovu shora dosahuje vzorek P92/1, poté vzorek P92/2, následně vzorek P92/3 a nejnižší tvrdost má vzorek P92/4. Nejvyšší tvrdost je ve svarovém kovu, v TOO klesá a nejnižší hodnoty jsou v oblasti základního materiálu. V oblastech TOO a základního materiálu se hodnoty liší od sebe minimálně.

Podle grafu č. 5 nejvyšší tvrdosti ve vrstvě 2 v kořenové oblasti svarového kovu dosahují současně vzorky P92/2 a vzorek P92/1, poté vzorek P92/3 a nejnižší tvrdost má opět vzorek P92/4. V TOO svarového spoje taktéž dochází k poklesu tvrdosti až do základního materiálu, kdy hodnoty se od sebe liší zase pouze minimálně. Z grafů vyplývá, že žihání při 760 °C v době od 1 h do 4 h ovlivňuje tvrdost svarových spojků nejvíce v oblasti svarového kovu, rozdíly mezi maximem a minimem činí cca 45 HV10 ve vrstvě 1 a cca 25 HV10 ve vrstvě 2. Norma ČSN EN ISO 15 614-1 stanoví pro tepelně zpracované martenzitické svarové spoje maximální povolenou tvrdost 350 HV10. Ze všech 8 vzorků byla zjištěna nejvyšší hodnota 276 HV10, tudíž všechny vzorky z hlediska tvrdosti vyhovují.

8.4 Zkouška makrostruktury

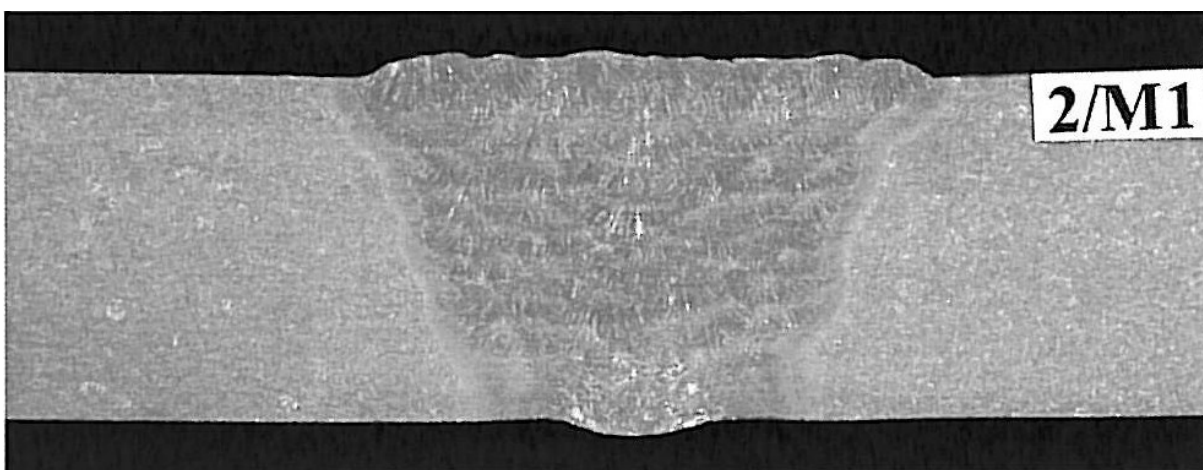
Metalografické zkoušky makrostruktury a mikrostruktury svarových spojů byly provedeny ve zkušební laboratoři č. 1036 akreditované ČIA firmy VÍTKOVICE TESTING CENTER s. r. o. Ze všech svařených desek byly odebrány zkušební vzorky pro makroskopickou kontrolu podle normy ČSN EN 1321. Zkušební vzorky byly potírány leptadlem Adler-Matting. Obrázky makrostruktur jsou dvojnásobně zvětšeny.

Makrostruktura svarového spoje č. **P92/1**, vzorku č. 1/M1 je po naleptání bez vad. Šířka teplem ovlivněné oblasti je max. 5,0 mm. **Výsledek zkoušení** dle ČSN EN ISO 15 614-1 je **vyhovující**.



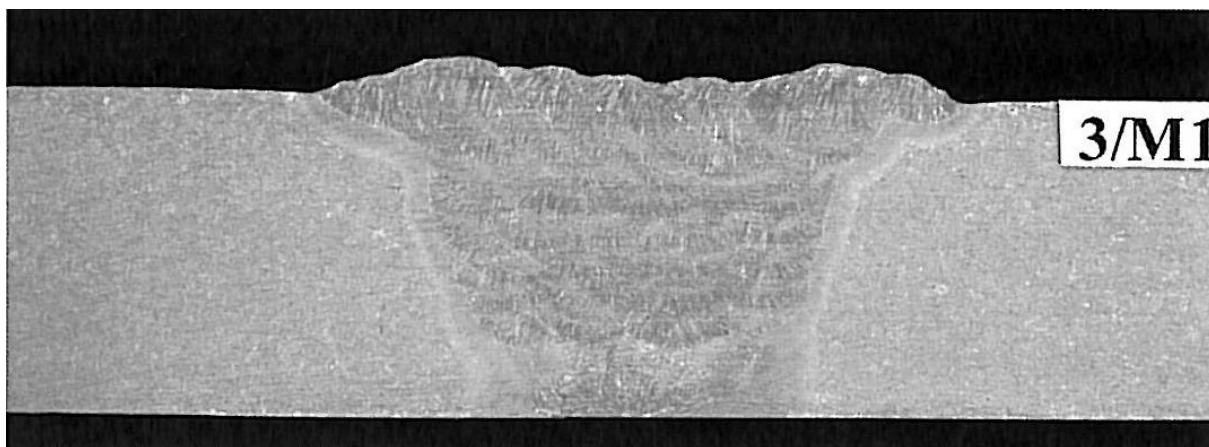
Obr. 22 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/1

Makrostruktura svarového spoje č. **P92/2**, vzorku č. 2/M1 je po naleptání bez vad. Šířka teplem ovlivněné oblasti je max. 4,0 mm. **Výsledek zkoušení** dle ČSN EN ISO 15 614-1 je **vyhovující**.



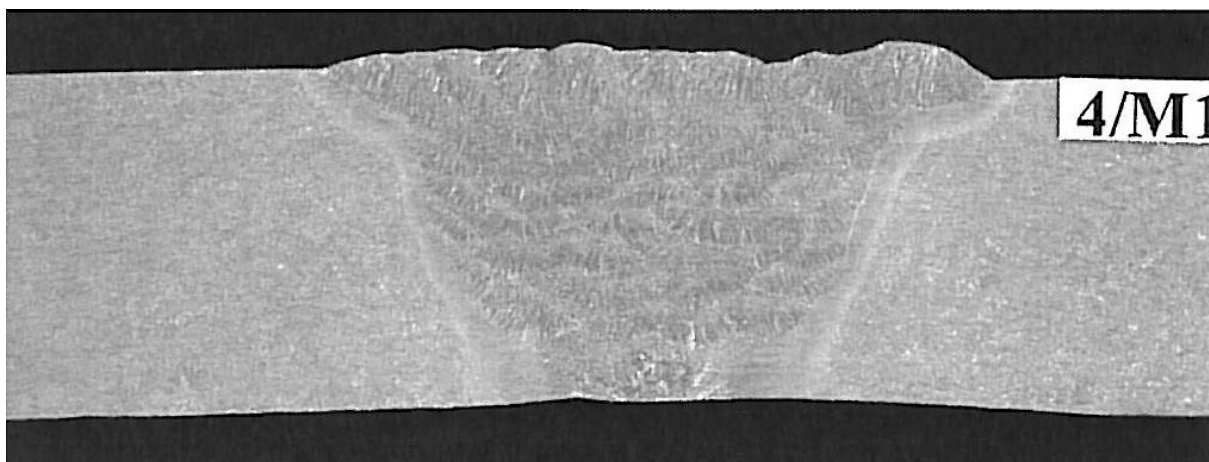
Obr. 23 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/2

Makrostruktura svarového spoje č. **P92/3**, vzorku č. 3/M1 vykazala po naleptání struskový vměstek $h = 0,3$ mm. Šířka teplem ovlivněné oblasti je max. 5,0 mm. **Výsledek zkoušení** dle ČSN EN ISO 15 614-1 je **vyhovující**.



Obr. 24 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/3

Makrostruktura svarového spoje č. **P92/4**, vzorku č. 4/M1 je po naleptání bez vad. Šířka teplem ovlivněné oblasti je max. 5,0 mm. **Výsledek zkoušení** dle ČSN EN ISO 15 614-1 je **vyhovující**.



Obr. 25 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/4

Vyhodnocení:

Výsledky zkoušení makrostruktury všech svarových spojů jsou dle ČSN EN ISO 15 614-1 vyhovující.

8.5 Zkouška mikrostruktury

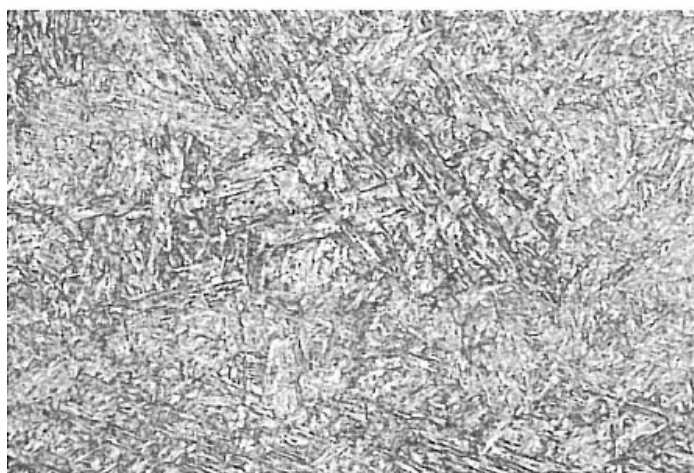
Zkušební vzorky pro zkoušku mikrostruktury byly potírány leptadlem Villela-Bain. Na následujících obrázcích jsou znázorněny mikrostruktury svarového kovu, TOO na hranici ztavení a základního materiálu, obrázky jsou zvětšeny 200krát.

Mikrostruktura svarového spoje č. P92/1.

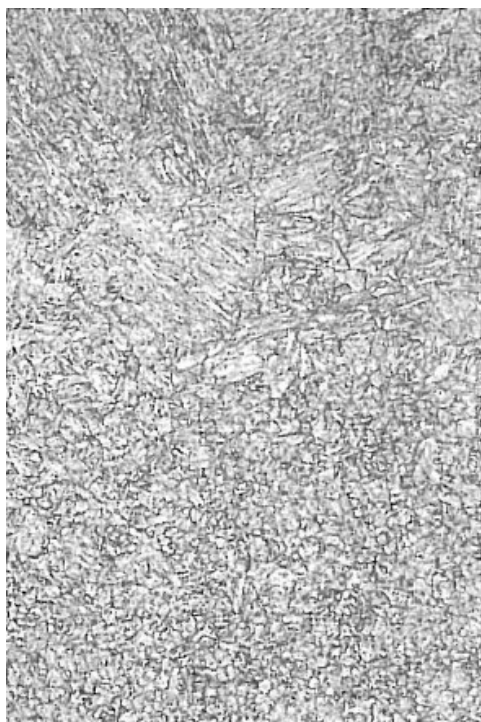
Mikrostruktura svarového kovu je licí, martenzitická – obr. 26.

Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti na hranici ztavení svarový kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná – obr. 27.

Mikrostruktura základního materiálu je martenzitická – obr. 28.



Obr. 26 – Mikrostruktura svarového kovu



Obr. 27 – Mikrostruktura hranice ztavení



Obr. 28 – Mikrostruktura základního materiálu

Mikrostruktura svarového spoje č. **P92/2**.

Mikrostruktura svarového kovu je lící, martenzitická – obr. 29.

Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti na hranici ztavení svarový kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná – obr. 30.

Mikrostruktura základního materiálu je martenzitická – obr. 31.



Obr. 29 – Mikrostruktura svarového kovu



Obr. 30 – Mikrostruktura hranice ztavení



Obr. 31 – Mikrostruktura základního materiálu

Mikrostruktura svarového spoje č. **P92/3**.

Mikrostruktura svarového kovu je lící, martenzitická – obr. 32.

Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti na hranici ztavení svarový kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná – obr. 33.

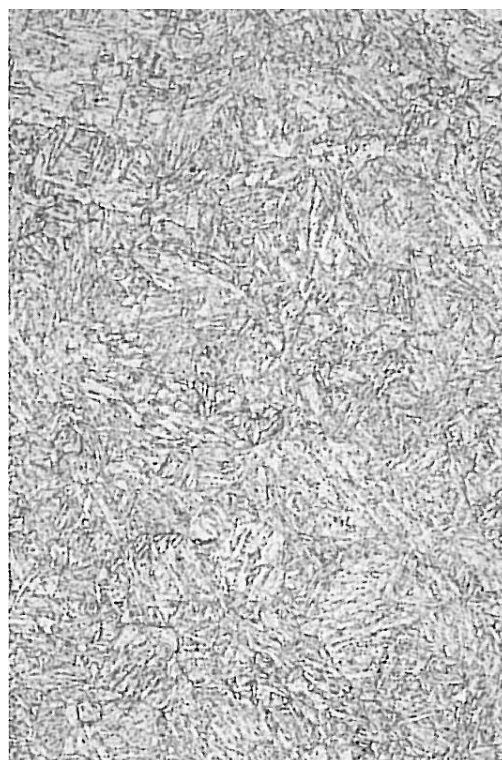
Mikrostruktura základního materiálu je martenzitická – obr. 34.



Obr. 32 – Mikrostruktura svarového kovu



Obr. 33 – Mikrostruktura hranice ztavení



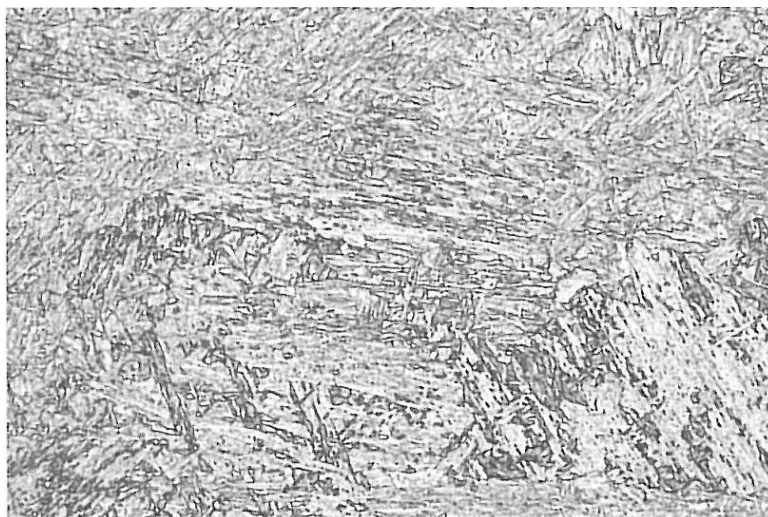
Obr. 34 – Mikrostruktura základního materiálu

Mikrostruktura svarového spoje č. P92/4.

Mikrostruktura svarového kovu je lící, martenzitická – obr. 35.

Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti na hranici ztavení svarový kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná – obr. 36.

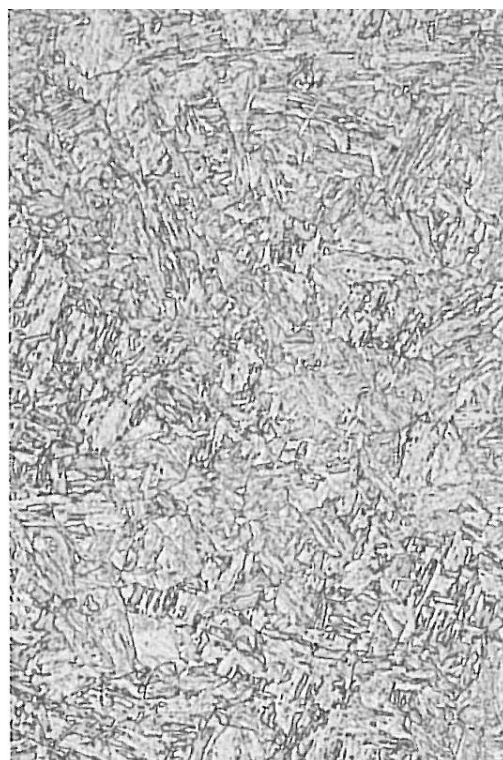
Mikrostruktura základního materiálu je martenzitická – obr. 37.



Obr. 35 – Mikrostruktura svarového kovu



Obr. 36 – Mikrostruktura hranice ztavení



Obr. 37 – Mikrostruktura základního materiálu

9 Závěr

Doposud získané výsledky potvrzují, že modifikované 9% až 12% Cr oceli jsou schopné dosáhnout požadovaných vlastností pro aplikace na teplotách 620÷630 °C, zatímco pro ověření jejich potenciálního využití až při teplotě 650°C jsou nezbytné další experimentální výsledky. V současné době jsou již komponenty vyrobené z nově vyvinutých 9% až 12% Cr ocelí zabudovány v řadě rekonstruovaných nebo nově budovaných elektrárenských bloků s nadkritickými parametry páry a probíhá provozní ověřování jejich vlastností [51].

V této bakalářské práci jsem vyhodnotil výsledky mechanických vlastností svarových spojů oceli P92 po rozdílné době tepelného zpracování. Byly svařeny celkem čtyři zkušební svarové spoje. Zkušební svarové desky byly tepelně zpracovány při teplotě 760 °C po dobu 1 h, 2 h, 3 h a 4 hodin.

V práci jsou uvedeny výsledky nedestruktivních a destruktivních zkoušek svarových spojů. Z nedestruktivních zkoušek byla provedena zkouška radiografická a kapilární. Výsledky obou zkoušek u všech čtyř svarových spojů byly vyhovující.

Z destruktivních zkoušek se na svarových spojkách provedla příčná zkouška tahem, zkouška rázem v ohybu, zkouška tvrdosti a zkouška makrostruktury a mikrostruktury.

Výsledek příčné tahové zkoušky ukazuje, že s prodlužující se dobou tepelného zpracování při teplotě 760 °C se pevnost svarového spoje téměř nemění.

Z výsledků zkoušky rázem v ohybu vyplývá, že dle normy ČSN EN 10216–2+A2 nevyhověla zkušební tyč ze svarového kovu tepelně zpracovaná režimem 760 °C/1 h. Nejvyšších hodnot vrubové houževnatosti dosáhly zkušební tyče po tepelném zpracování 760 °C/3 h, jak ve svarovém kovu, tak i v TOO.

Z výsledků zkoušek tvrdosti vyplývá, že dle normy ČSN EN ISO 15 614-1 vyhověly všechny svarové spoje. Nejvyšších hodnot je dosaženo v oblasti svarového kovu a nejnižších v základním materiálu. Nejnižší tvrdost má svarový spoj tepelně zpracovaný režimem 760 °C/4 h, jak v oblasti pod povrchem, tak i v kořenové oblasti.

Vyhodnocením všech provedených zkoušek v této práci lze konstatovat, že nejvhodnější vlastnosti získal svarový spoj po tepelném zpracování 760 °C/3 h. Tento spoj dosáhl nejvyšších hodnot nárazové práce v obou oblastech, druhou nejvyšší hodnotu meze pevnosti a středních hodnot tvrdosti. Doporučuji tedy, při zachování všech výše uvedených parametrů, svary oceli P92 svařené metodou 111 tepelně zpracovávat při teplotě 760 °C po dobu 3 hodin pro udržení optimálních mechanických vlastností.

Poděkování

Děkuji vedoucímu bakalářské práce Ing. Petru Mohylovi, Ph.D. za vedení, konzultace, cenné rady a připomínky při vypracování mé bakalářské práce.

Děkuji také technikovi Českého svářečského ústavu Petru Pustějovskému za svaření zkušebních vzorků oceli P92 a současně děkuji Ing. Lukáši Havelkovi za pomoc v průběhu vlastního svařování zkušebních vzorků.

Seznam použité literatury

- [1] KOUKAL, J., et al. *Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9% Cr modifikovaných žárupevných ocelí*. 1. vyd. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2011. 92 s. ISBN 978-80-248-2474-1.
- [2] KOUKAL, J., SCHWARZ, D., SONDEL, M. Základní informace o svařování vybraných materiálů pro energetiku. In *Sborník přednášek konference PROMATTEN 2009, Vidly, 26-27.11.2009*. Ostrava: Flash Steel, a.s., 2009. s. 11-25.
- [3] Materiály firmy Böhler Welding Group
- [4] MOHYLA, P. *Sekundární vytvrzování svarových spojů nízkolegovaných žárovevných ocelí*. 1. vyd., Trnava: Tripsoft. 2013. 80 s. ISBN 978-80-89291-51-9.
- [5] KUBOŇ, Z. Chrommolybdenovanadové oceli pro USC bloky. In *Sborník přednášek konference PROMATTEN 2009, Vidly, 26-27.11.2009*. Ostrava: Flash Steel, a.s., 2009, s. 3-9.
- [6] JONŠTA, Z., et al. *Žárovevné oceli a slitiny*. Žilina. ZUSI, 2002. 389 s. ISBN 80-968605-6-9.
- [7] KOUKAL, J., SCHWARZ, D. Svařování ocelí pro energetiku. *Zváranie/Svařování*, 1998, roč. 47, č. 6, s. 131-135. ISSN 0044-5525.
- [8] *Welding filler metals for power plant engineerig* [online].[cit. 2014-04-18].
< http://www.t-put.com/pdf/EN_Power_01_2011.pdf >
- [9] MAYER, K. H., BENDICK, W., HUSEMANN, R. et al. VGB Power Tech., no. 1, 1998
- [10] JONŠTA, Z., et al. *Žárovevné oceli a slitiny*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava. 2009. 392 s. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [11] WACHTER, O., ZABELT, K., ENNIS, P. J.: Proc. Int. Conf. Mater for Advanced Power Eng. and other Appl., Liege 1998
- [12] SAWARAGI, Y., ISEDA, A., OGAWA, K. Proc Int. Conf. Mater for Advanced Power Eng and other Appl. Liege, 1994
- [13] HIKADA, K., et al. Development of 12 Cr Steel for USC 650 °C Steem Turbine Rotors in Proc.of the 5th conf.Materials for advanced Power Engineering. Weld in Liege, Belgia, October 1994, Part I, s.281-290.
- [14] FOLDYNA, V., KUBOŇ, Z., JAKOBOVÁ, A., VODÁREK, V. Mikrostrukturní stabilita modifikovaných 9-12% Cr ocelí. Steel Research 66, 1995, No 0, s. 389-393.
- [15] KARLSSON, L. NORDEN, H. Acta metallurgica mater, 1998, s. 13-21.
- [16] HÄTTESTRAND, M., SCHWIND, M., ANDREN, H. O. Materials Science, Eng. 1998, s. 250
- [17] GROBNER, P. J., HAGEL, W. C., Metallurgical transactions A. vol. 11, April 1980, s. 633-641.
- [18] JAKOBOVÁ, A. et al. Proc of VIth International Symposium on Creep resistant Metallic Materials, Kostelec, 1981
- [19] HALD, J. Metallurgy and creep properties of new 9-12% Cr steels. Steel Research 67, No 9, 1996
- [20] TAHALA, T., SAKURAI, H., HORIMOTO, H. Development of welding consumables for 9 Cr – 1,8 W steel designed for USC boiler tubes and pipes. Materials for Advanced power engineering, Part I, 1994, s. 395-404.

- [21] BRZIAK, P. *Štúdium vplyvu parametrov tepelného spracovania a technologic zvarania na vybrané mechanické a štruktúrne vlastnosti 9Cr1Mo ocelí*. Dizertačná práca, STU Trnava, 1999
- [22] VODÁREK, V., KUBOŇ, Z., FOLDYNA, V. Hutnické listy č. 4, 1998, s. 31-38.
- [23] FOLDYNA, V., KUBOŇ, Z. Materials Engineering in Turbines and Components, Newcastleupon Tyne, 1995, s. 373.
- [24] FOLDYNA, V., JAKOBOVÁ, A., VODÁREK, V. Chromium Modified Steels- Metallurgical Understanding. Proc. Materials for Advanced Power Engineering, Liege, 1994, s. 453.
- [25] FOLDYNA, V., KUBOŇ, Z., VODÁREK, V. Long Term Creep resistance and Microstructural Stability of Ferritic Heat-Resistant Steels. Proc. Workshop ULTRA STEEL 2001, January 2001, Tsukuba, Japan
- [26] STRANG, A., VODÁREK, V. Proc. Microstructural Development and Stability in High Chromium Ferritic Power Plant Steels, Cambridge University, 1995
- [27] FOLDYNA, V., PURMENSKÝ, J., KUBOŇ, Z. Development of low-alloy 9 to 10% Cr Steel. Proc of Int. conf. compas, 1999, s. 187
- [28] GNIRS, G. Present situation of the use of P91 in german power stations. IIW Doc. XI-617/94
- [29] VODÁREK, V., JAKOBOVÁ, A., FOLDYNA, V. In *Sborník progresivní materiály pro energetické a chemické strojírenství*, 1999, s. III 19-III 23.
- [30] KUBOŇ, Z., FOLDYNA, V. The effect of Nb, V, N and Al on the creep rupture strength of 9-12% Cr steel. Steel Research 66, 1995, No 0, s. 389-393.
- [31] KIM, H. D., KIM, I. S. Effect of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of 12% Cr steel. ISIJ International, Vol.40, 1994, No 2, s. 198-204.
- [32] TURKDOAN, E. T. Fundamentals of Steelmaking. University Press, Cambridge, 1996.
- [33] WILCOX, R. C., CHIN, B. A. Journal of Nuclear Materials, 1984, s. 122-123.
- [34] HOSOI, Y., et al. Precipitation behaviour of Laves phase and its effect on toughness of 9 Cr – 2 Mo ferritic martensitic steel. Journal of Nuclear Materials, 1986, s. 461-467.
- [35] JAKOBOVÁ, A., PURMENSKÝ, J., FOLDYNA, V. Vlastnosti výrobků z oceli P91 vyráběných v a. s. Vítkovice. In *Sborník Progresivní materiály pro energetické a chemické strojírenství*, 1993, Soláň
- [36] JAKOBOVÁ, A. *Vývoj technologie výroby ocele a výkovků z nových typů modifikovaných Cr ocelí*, 1991, Vítkovice
- [37] MIMURE, H., OGHAMI, M. et al. Proc. Int. Conf. Mater. for Advanced Power Eng. and other Appl., Liege 1994.
- [38] SCARLIN R. B., BERGER, C., MAYER, K. H. Proc. Int. Conf. Mater. for Advanced Power Eng. and other Appl., Liege 1994.
- [39] HERNAS, A. Inz. Materialowa, nr 4-5, 1992.
- [40] ZIELIŃSKA-LIPIEC, A., CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A., ENNIS, P. J. Proc. Int. Conf. Mater. for Advanced Power Eng. and other Appl., Liege 1998.
- [41] VAUSTONE, R. W. Proc. Int. Conf. Mater. for Advanced Power Eng. and other Appl., Liege 1998.

- [42] HALD, J.: „Microstructure stability of steels P92 and P122“, Proc. of the 3rd EPRI conference on advances in materials technology for fossil power plants, R. Viswanathan et al. Eds., IOM, Swansea 2001, 115.
- [43] HALD, J. KORCAKOVA, L.: „Precipitate stability in creep resistant ferritic steels“, Proc. Sicherheit und Verfügbarkeit in der Energietechnik, 28. MPA Seminar, Stuttgart 2002, 52.1.
- [44] KORCAKOVA, L. HALD, J.: „Investigations of Laves phase in 9CrW steels by using FEGSEM and image analysis“, Proc. of the 10th International conference on creep and fracture of engineering materials and structures, part Creep resistant materials, Teris 2002, Prague 2001, 221.
- [45] HÄTTESTRAND, M.: „Precipitation reactions at high temperatures in (9-12)% chromium steels“, PhD Thesis, Göteborg 2000.
- [46] HENES, D. STRAUB, S. SAILER, T. POLCIK, P. BLUM, W. HALD, J. MAYER, K. H.: „Zeitstandbedingte Änderungen der Mikrostruktur in den japanischen Stahl NF616 mit 9%Cr, 0,5%Mo, 1,8%W, Nb, V“, In Werkstoffe für Kraftwerkstechnik an der Schwelle zur 21. Jahrhundert, TU Graz 1999, 42.
- [47] FUJITA, T.: „Advances in 9-12%Cr heat resistant steels for power plants“, Proc. of the 3rd EPRI conference on advances in materials technology for fossil power plants, R. Viswanathan et al. Eds., IOM, Swansea 2001, 33.
- [48] ENNIS, P. J. QUADAKKERS, W. J.: „9–12%Cr steels: application limits and potential for further development“, Proc. Parsons 2000, Advanced materials for 21st century turbines and power plants, A. Strang et al. Eds., IOM, London 2000, 265.
- [49] MIMURA, H. OGHAMI, M. NAOI, H. FUJITA, T. HALD, J. BLUM, R.: „Prediction of change in the amount of precipitated Laves phase in 9Cr-1.8W steel with aging time“, CAMP-ISIJ, 3, 1994.
- [50] SPIRADEK-HAHN, K. NOWAKOWSKI, P. ZEILER, G.: „Boron added 9%Cr steel for forged components in advanced power plants“, Proc. of the 3rd EPRI conference on advances in materials technology for fossil power plants, R. Viswanathan et al. Eds., IOM, Swansea 2001, 165.
- [51] VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12%) Cr ocelí*. monografie VŠB-TUO. Ostrava. 2003.
- [52] T-PUT – Phoenix, Union, Thermanit [online]. [cit. 2014-04-18].
<http://www.t-put.com/pdf/EN_PowerPoster_0909.pdf>
- [53] MOHYLA, P. Moderní žáropevné oceli pro energetiku a jejich svařitelnost. In *Svařovací den 2010 (odborný seminář)*. VŠB – TUO. Ostrava 2010. s. 8-13. ISBN 978-80248-2248-8
- [54] MINAŘÍK, V. *Obloukové svařování*. 1. vyd. Praha: Scientia, 1998, 229 s. ISBN 80-718-3119-0.
- [55] KUBÍČEK, B. KUBÍČEK, J. *Technologie svařování a zařízení: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 1. vyd. Ostrava: Zeross, 2001, 395 s. ISBN 80-857-7181-0.
- [56] HLAVATÝ, I. *Teorie a technologie svařování*. [online]. [cit. 2014-04-18]. Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 2011. 262 s. ISBN 978-80-248-2414-7.
<<http://fs1.vsb.cz/~hla80/2009Svarovani/05-111.pdf>>

[57] BARTOŠ, J. *Učebnice pro základní kurz svařování metodou 111 1.1: (ruční svařování elektrickým obloukem, obalenou elektrodou nelegovaných a nízkolegovaných ocelí): se souborem testových otázek*. 3. vyd. Ostrava: Zeross, c2012. 145 s. ISBN 978-80-86698-17-5.

Seznam obrázků, tabulek, grafů a příloh A, B, C, D

Seznam obrázků

- Obr. 1 – Teplotní závislost meze pevnosti při tečení za 100 000 hodin pro vybrané typy chromových modifikovaných ocelí [5]
- Obr. 2 – Schéma vývoje modifik. chrom. ocelí. Mez pevnosti při tečení ($600\text{ °C}/10^5\text{ h}$) [6, 7]
- Obr. 3 – Porovnání časové pevnosti při tečení martenzitických, austenitických ocelí a žárovevné slitiny za zvýšené teploty[8]
- Obr. 4 – Rozšíření oblasti použitelnosti nových martenzitických ocelí[9]
- Obr. 5 – Staré a nové řešení komory přehříváče páry s použitím oceli P92[11]
- Obr. 6 – Komora přehříváče páry z oceli P92[8]
- Obr. 7 – a) Změny součinitele lineární roztažnosti základních žárovevných ocelí, TP316 – austenitická ocel (vztažná teplota 20 °C)
- Obr. 7 – b) Změny tepelné vodivosti žárovevných ocelí, TP316 – austenitická ocel [37]
- Obr. 8 – Činitelé přispívající k degradaci struktury žárovevných ocelí [6]
- Obr. 9 – Změny hustoty dislokací v oceli P92 po tečení [40]
- Obr. 10 – Porovnání hodnot $R_{mT}/10^5\text{ hod.}$ při $600\text{ a }650\text{ °C}$ pro vybrané značky ocelí, podle [48]
- Obr. 11 – Kinetika vylučování částic Lavesovy fáze v oceli P92, podle [49]pozn.: plné symboly představují výsledky chemické analýzy částic precipitátu
- Obr. 12 – Porovnání podmínek k dosažení potřebných svařovacích parametrů [52]
- Obr. 13 – Teploty předehřevu při svař. a násled. tepel. zprac. martenzit. ocelí P91a P92[3]
- Obr. 14 – Mez pevnosti při tečení za 100 000 hodin[3]
- Obr. 15 – Schéma metody svařování 111 [56]
- Obr. 16 – Přesuny částic v oblouku [54]
- Obr. 17 – Přenos kovu při obloukovém svařování [56]
- Obr. 18 – Řez obalenou elektrodou [54]
- Obr. 19 – Vliv intenzity svařovacího proudu na svarovou housenku [54]
- Obr. 20 – Postup svařování
- Obr. 21 – Umístění vtisků na tupém svaru ve vrstvě 1 a 2
- Obr. 22 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/1
- Obr. 23 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/2
- Obr. 24 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/3
- Obr. 25 – Makrostruktura svarového spoje č. P92/4

Obr. 26 – Mikrostruktura svarového kovu č. P92/1
 Obr. 27 – Mikrostruktura hranice ztavení č. P92/1
 Obr. 28 – Mikrostruktura základního materiálu č. P92/1
 Obr. 29 – Mikrostruktura svarového kovu č. P92/2
 Obr. 30 – Mikrostruktura hranice ztavení č. P92/2
 Obr. 31 – Mikrostruktura základního materiálu č. P92/2
 Obr. 32 – Mikrostruktura svarového kovu č. P92/3
 Obr. 33 – Mikrostruktura hranice ztavení č. P92/3
 Obr. 34 – Mikrostruktura základního materiálu č. P92/3
 Obr. 35 – Mikrostruktura svarového kovu č. P92/4
 Obr. 36 – Mikrostruktura hranice ztavení č. P92/4
 Obr. 37 – Mikrostruktura základního materiálu č. P92/4

Seznam tabulek

Tab. 1: Nejpoužívanější typy základních materiálů [2]
 Tab. 2: Teplotní limity použitelnosti vybraných základních materiálů [2]
 Tab. 3: Očekávaný vývoj parametrů elektráren s nadkritickými parametry [3]
 Tab. 4: Srovnání značek vybraných ocelí pro tepelné elektrárny [4]
 Tab. 5: Chemické složení modifikovaných martenzitických žárupevných ocelí v % [5]
 Tab. 6: Mechanické vlastnosti modifikovaných martenzitických žárupevných ocelí [1]
 Tab. 7: Chemické složení oceli P92 (X10CrWMoVNB9-2) v % dle ČSN EN 10216-2+A2
 Tab. 8: Chemické složení stejnorodých přídavných materiálů k P92 [8]
 Tab. 9: Mechanické hodnoty stejnorodých přídavných materiálů k P92 [8]
 Tab. 10: Chemické složení tavby 54380 oceli P92 (X10CrWMoVNB9-2) v %
 Tab. 11: Parametry svařování zkušebních spojů
 Tab. 12: Chemické složení přídavného materiálu (WIG drátu) v % [8]
 Tab. 13: Minimální mechanické hodnoty přídavného materiálu (WIG drátu) při běžné teplotě a po tepelném zpracování 760 °C/>2 h [8]
 Tab. 14: Chemické složení přídavného materiálu (elektrody) v % [8]
 Tab. 15: Minimální mechanické hodnoty přídavného materiálu (elektrody) při běžné teplotě a po tepelném zpracování 760 °C/>2 h [8]
 Tab. 16: Tepelné zpracování zkušebních svarových desek
 Tab. 17: Hodnoty ze zkoušky tahem pro zkušební tyče odebrané ze svařených desek
 Tab. 18: Naměřené hodnoty nárazové práce KV₂ ze zkoušky rázem v ohybu
 Tab. 19: Naměřené průměrné hodnoty tvrdosti HV 10 ze dvou zkušebních vzorků z každého svarového spoje ve vrstvě 1 a 2

Seznam grafů

Graf 1: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu zkušebních tyčí odebraných ze svarových spojů

Graf 2: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s V vrubem 2 mm umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 odebraných ze svarových spojů

Graf 3: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s V vrubem 2 mm umístěným v TOO VHT 2/2 odebraných ze svarových spojů

Graf 4: Srovnání průměrných hodnot tvrdosti ve vrstvě 1, tj. 2 mm pod povrchem svarových spojů shora

Graf 5: Srovnání průměrných hodnot tvrdosti ve vrstvě 2, tj. v kořenové oblasti

Seznam příloh

Příloha A – záznam o svařování vzorku č. P92/1

Příloha B – záznam o svařování vzorku č. P92/2

Příloha C – záznam o svařování vzorku č. P92/3

Příloha D – záznam o svařování vzorku č. P92/4